

Международная IV конференция

Электронно-лучевая сварка
и смежные технологии



МОИ

Сборник докладов

Москва 2021

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего
образования
«Национальный исследовательский университет «МЭИ»

**IV МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА
И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»**

Материалы конференции

Научное электронное издание

Москва 2021

ББК 30.61
УДК 621.7
Э455

Издается по решению оргкомитета конференции

Подготовлено на кафедре Технологии металлов

Научное электронное издание

Под редакцией В. К. Драгунова – доктора технических наук, проректора по научной работе «НИУ «МЭИ», зав. кафедрой технологии металлов, председателя оргкомитета конференции.

Ответственные за верстку и оформление: Р.В. Родякина, М. В. Чепурин, Е. В. Тереньтев, А.В. Гуденко

Э455 IV международная конференция «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии»: Материалы конференции /ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» 16-19 ноября 2021 года – М.: Издательство МЭИ, 2021. Свободный доступ <http://ebw.mpei.ru/>

ISBN 978-5-7046-2584-1

Доклады посвящены актуальным проблемам электронно-лучевой сварки и смежных технологий. Материалы сборника разделены на пять разделов. Первый раздел посвящен физическим процессам при обработке материалов концентрированными потоками энергии. Во втором разделе рассмотрены технологии сварки, термообработки и модифицирования с использованием электронного луча. В третьем разделе приведены работы по различным видам аддитивных технологий, рассмотрены основные проблемы получения качественных изделий. В четвертом разделе представлены материалы по разработке оборудования для электронно-лучевой сварки: электронно-лучевые комплексы и энергоблоки, электронно-лучевые пушки, приборы управления, устройства слежения. Пятый раздел посвящен вопросам сварочного материаловедения, контролю, диагностике и определению механических характеристик сварных швов. Материалы конференции будут интересны специалистам в области обработки материалов электронным лучом и КПЭ, материалововедам, технологам и конструкторам авиационного, космического, энергетического и судового машиностроения, а также студентам и аспирантам, специализирующимся в области сварочных технологий.

ISBN 978-5-7046-2584-1

© Национальный исследовательский университет «МЭИ», 2021

Программный комитет Конференции

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ

Николай Дмитриевич Рогалев

д.т.н., профессор, ректор НИУ «МЭИ»

ЧЛЕНЫ КОМИТЕТА

Владимир Яковлевич Беленький

д.т.н., профессор, декан МТФ, ПНИПУ

Анна Бухвальдер

Prof. Dr.-Ing. habil., Germany

Феликс. Р Сауседо-Зендехо

Prof. Autonomous University of Coahuila, Mexico

Карунакаран К.П

Dr., Professor, Department of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology, Bombay, India

Владимир Яковлевич Браверман

д.т.н., доцент, профессор кафедры САУ, СибГАУ им. М.Ф. Решетнева

Юрий Сергеевич Волобуев

к.т.н., зам. ген. директора – директор института сварки и контроля АО «НПО ЦНИИТМАШ»

Валерий Александрович Гейкин

д.т.н., профессор, зам. генерального директора – генеральный конструктор ОАО «ОДК»

Виталий Геннадьевич Залесский

д.ф.м.н., профессор, директор ФТИ НАН Беларуси

Валентин Алексеевич Казаков

д.т.н., профессор, президент компании «Технология машиностроения»

Александр Георгиевич Казанцев

д.т.н., профессор, зав. отделом прочности АО «НПО ЦНИИТМАШ»

Николай Николаевич Коваль

д.т.н., профессор, зам. директора по научной работе ИСЭ СО РАН

Елена Колева

д.т.н., профессор Химико-технологического и металлургического университета, Болгария

Виктор Иванович Кулик

к.т.н., начальник отделения технологии сварки и пайки, НПО «Техномаш»

Анатолий Владимирович Люшинский

д.т.н., профессор, начальник НИЛ АО РПКБ

Валерий Васильевич Мелюков

д.т.н., профессор, директор ООО «Вятский аттестационный центр»

Игорь Леонидович Поболь

д.т.н., доцент, директор НИЦ Физико-технического института НАН Беларуси

Томас Хассел

Dr., Leibniz Universität Hannover Institute of Materials Science, Germany

Организационный комитет Конференции

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ

Виктор Карпович Драгунов

д.т.н., профессор, проректор НИУ «МЭИ» по научной работе

ЗАМЕСТИТЕЛИ ПРЕДСЕДАТЕЛЯ

Дмитрий Николаевич Трушников

д.т.н., профессор кафедры СПиТКМ, ПНИИПУ

Вячеслав Михайлович Матюнин

д.т.н., профессор кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»

Алексей Владимирович Щербаков

д.т.н., профессор кафедры ЭППЭ, НИУ «МЭИ»

ЧЛЕНЫ КОМИТЕТА

Владимир Николаевич Балашов

д.т.н., профессор кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»

Валерий Борисович Вихман

к.т.н., начальник отдела сварки и газотермических покрытий, ФГУП ЦНИИМ

Алексей Леонидович Гончаров

к.т.н., доцент кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»

Игорь Владимирович Осипов

к.ф.м.н., коммерческий директор компании ТЭТа

Александр Юрьевич Зылев

зам. генерального директора по науке и производству ОАО «НИТИ «Прогресс»

Андрей Петрович Слива

к.т.н., доцент кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»

Вячеслав Николаевич Ластовирия

д.т.н., профессор, кафедры ОиТСП, Московский политехнический университет

Ольга Викторовна Чудина

д.т.н., профессор кафедры Технологии конструкционных материалов, МАДИ

СЕКРЕТАРИАТ

Егор Валериевич Терентьев

доцент каф. Технологии металлов, НИУ «МЭИ»

Максим Владимирович Чепурин

доцент каф. Технологии металлов, НИУ «МЭИ»

Регина Владимировна Родякина

доцент каф. Технологии металлов, НИУ «МЭИ»

Артем Юрьевич Марченков

доцент каф. Технологии металлов, НИУ «МЭИ»

Александр Викторович Гуденко

ассистент каф. Технологии металлов, НИУ «МЭИ»

КОНТАКТЫ

Почтовый адрес: 111250, Москва, ул. Красноказарменная, 14, кафедра Технологии металлов

Организационный комитет +7 (495) 362-70-48

Председатель +7 (495) 362-77-22

ebw2021@mail.ru

ebw.mpei.ru

Содержание

РАЗДЕЛ 1.

Теоретические основы обработки материалов концентрированными потоками энергии.....10

Анахов С.В., Пыкин Ю.А., Матушкин А.В.

Критерии эффективности газодинамической стабилизации для новых
прецизионных металлорежущих плазмотронов.....11

Гейкин В.А., Шаронова Н.И.

Разработка и освоение новейших технологий электронно-лучевой
сварки – важнейший фактор развития отечественного
двигателестроения.....19

Гавриленко А.Б., Маслов А.Н., Меркурьев И.В.

Разработка робототехнического комплекса для создания
металлических конструкций.....24

Давлятышин Р.П., Герасимов Р.М., Баяндин Ю.В.,

Saucedo-Zendejo F.R., Трушников Д.Н.

Моделирование процесса оплавления вертикально подаваемой
проволоки дугой в вакууме с несколькими симметрично
действующими источниками.....32

Щербаков А.В., Гапонова Д.А., Гуденко А.В., Слива А.П.,

Родякина Р.В., Гончаров А.Л., Овечников С.А., Драгунов В.К.

Моделирование процессов тепломассопереноса и отражения
электронов при электронно-лучевой сварке и аддитивном
формообразовании.....40

Курашкин С.О., Серегин Ю.Н., Тынченко В.С., Мурыгин А.В.

Моделирование формы сварного шва по тепловым процессам при
электронно-лучевой сварке.....58

Felix R. Saucedo-Zendejo, Ana C. Cortes-Vargas

A meshfree method for analysis of thermo-elastic problems with moving
heat sources in welding.....66

Ana C. Cortes-Vargas, Felix R. Saucedo-Zendejo

On meshfree approaches for thermal analysis in welding with moving
heat sources.....80

<i>Ластовирия В.Н., Родякина Р.В.</i> Управление формой провара с коррекцией оценки переменных состояния процесса ЭЛС по уровню действующих возмущений.....	87
<i>Гончаров А.Л., Слива А.П., Чулков И.С., Чулкова А.В., Харитонов И.А.</i> Исследование влияния параметров электронного луча на характеристики пароголового канала при сварке никелевых и титановых сплавов.....	97
<i>Румянцев Е.Н., Драгунов В.К., Щербаков А.В., Марченков А.Ю., Слива А.П., Гончаров А.Л.</i> Оценка положения стыка в процессе ЭЛС на основе анализа вторичного электронного тока в плазме.....	106
<i>Румянцев Е.Н.</i> Стабилизация положения сварочной ванны при электронно-лучевой сварке разнородных материалов.....	119
РАЗДЕЛ 2. Технологии электронно-лучевой сварки и термообработки.....	129
<i>Люшинский А.В., Петровский В.Н.</i> Диффузионная сварка поверхностей, предварительно обработанных лазерным излучением.....	130
<i>Залесский В.Г., Поболь И.Л., Юревич С.В., Поболь А.И.</i> Оптимизация метода сварки резонаторов для ускорителей заряженных частиц.....	135
<i>Arsalan Ahsan Shaikh, Dr. Sajid Yaqub, Dr. Sh Asad Ali Dilawary, Abdul Qayyum Khan</i> Optimization of Interlayer Thickness for Electron Beam Welding of Niobium Alloy with Stainless Steel.....	144
<i>Коржов К.Н., Паршуков Л.И.</i> Электронно-лучевая сварка соединений алюминиевых сплавов.....	153
<i>Шнеерсон В.Я.</i> Механизм формирования сварных швов при сварке металлов плавлением.....	157

<i>Куликов В.А., Собко С.А., Агеев К.А.</i> Особенности многолучевой сварки стали 12Х18Н10Т.....	167
<i>Гареев И.С., Собко С.А., Фельдшерова В.В., Филимоненко А.Г.</i> Особенности сварки разнородных сталей со сквозным проваром.....	176
<i>Паничев Е.В., Шуваева Л.П., Юхневич С.С., Ларсов С.М.</i> Разработка технологии локальной пайки смесительных КСЖВД электронным лучом.....	185
<i>Свиридов А. В., Воробьев А.С., Батраков В.Н., Каменева А.Л.</i> Электронно-лучевая сварка колес зубчатых из теплоустойчивой стали ЭИ-415.....	192
<i>Мишигдоржийн У.Л., Улаханов Н.С., Семенов А.П., Милонов А.С., Дашеев Д.Э., Гуляшинов П.А.</i> Электронно-лучевое легирование низкоуглеродистой стали карбидом бора и алюминием.....	209
<i>Санталова Ю.В., Терентьев Е.В., Марченков А.Ю., Гуденко А.В., Бородавкина К.Т., Козырев Х.М.</i> Влияние режимов термического старения на механические свойства сварного соединения стали 03Н18К9М5Т.	216
<i>Харитонов И.А., Гончаров А.Л., Титарев Е.К., Нехорошев А.В., Чулков И.С</i> Исследование теплового состояния элементов технологической электронно-лучевой пушки при длительных режимах работы.....	229
<i>Кривоносова Е.А., Ольшанская Т.В., Акулова С.Н., Мышкина А.В., Саломатова Е.С.</i> Влияние параметров режима термической обработки на структурообразование и свойства наплавленного материала для сплава ВТ6.	244
<i>Слива А.П., Харитонов И.А., Гончаров А.Л., Драгунов В.К., Гуденко А.В., Терентьев Е.В.</i> Исследование характеристик ионного тока насыщения в плазме над каналом проплавления при электронно-лучевой сварке.....	261
РАЗДЕЛ 3. Аддитивные технологии и их применение.....	280

Чудина О.В., Зорин В.А., Брежнев А.А., Педюкова Т.В., Петров Д.Г.
Химико-термическая обработка деталей, полученных с применением
аддитивных технологий.....281

*Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Калашикова Т.А.,
Зыкова А.П., Колубаев Е.А.*
Особенности формирования изделий из жаропрочного никелевого
сплава методом проволоочной электронно-лучевой аддитивной
технологии.....290

Ольшанская Т.В., Душина А.Ю., Федосеева Е.М., Трушников Д.Н.
Исследование влияния технологических приемов на формирование
структуры и свойств при аддитивном выращивании изделий из
хромоникелевых сталей аустенитного класса методами плазменной
наплавки.....297

Starkov I.N., Rozhkov K. A., Olshanskaya T. V., Trushnikov D. N.
Electron beam additive technology for the manufacture of turbojet engine
parts operating at elevated temperatures and high voltages.....315

*Шамов Д.С., Котельников А.В., Иванов А.М., Фурсенко Е.Н.,
Ермолаев А.С., Старков Д.А.*
Разработка и внедрение перспективной технологии восстановления
торца пера рабочей лопатки первой ступени ТВД из сплава ЖС32-ВИ
методом лазерной порошковой наплавки.....323

РАЗДЕЛ 4.

Оборудование для электронно-лучевой обработки.....327

*Касицын А.Н., Данилин В.В., Леонов А.В., Карпов М.М.,
Агафонов Р.Ю., Веремеева Н.О.*
Применение развертки электронного луча в системе управления
процессом формирования сварного шва корпусов приборов РЭА КА..328

*Алякринский О.Н., Девятайкина Т.А., Павлюченко В.А., Семенов Ю.И.,
Старостенко А.А., Цыганов А.С.*
Разработка источника электронов на энергию 120 кВ для электронно-
лучевой сварки.....341

РАЗДЕЛ 5.

**Сварочное материаловедение. Контроль и диагностика
сварных соединений.....349**

<i>Клопотов А.А., Курган К.А., Устинов А.М., Абзаев Ю.А., Слободян М.С., Клименов В.А.</i> Особенности эволюции распределений деформационных полей в области сварного шва технического титана ВТ1-0 при одноосном растяжении.....	350
<i>Матюнин В.М., Слива А.П., Марченков А.Ю., Жгут Д.А., Родякина Р.В., Каримбеков М.А., Волков П.В., Демидов А.Н.</i> Оперативный неразрушающий контроль комплекса физико-механических свойств металла локальных зон сварных соединений....	357
<i>Михеев Р.С., Калашиников И.Е., Быков П.А., Кобелева Л.И.</i> Исследование структуры и свойств алюмоматричных композиционных покрытий триботехнического назначения, сформированных на стальных подложках.....	366
<i>Федосеева Е.М., Ольшанская Т.В.</i> Исследование влияния термовакуумной обработки и электронно-лучевой сварки на формирование сварного соединения и фазового состава алюминиевого сплава 1420.....	372
<i>Терентьев Е.В., Гуденко А.В., Жгут Д.А., Бородавкина К.Т., Марченков А.Ю., Козырев Х.М., Яхонтов А.И.</i> Влияние масштабного фактора на прочностные характеристики сварных соединений с высокой степенью механической неоднородности.....	388

**Раздел I. Теоретические основы обработки
материалов концентрированными
потоками энергии**

Критерии эффективности газодинамической стабилизации для новых прецизионных металлорежущих плазмотронов

Анахов С.В.¹, Пыкин Ю.А.², Матушкин А.В.³

¹Российский государственный профессионально-педагогический университет (РГППУ), ООО «Техноплазма», Екатеринбург, Россия

²Уральский государственный лесотехнический университет (УГЛТУ), ООО НПО «Полигон», Екатеринбург, Россия

³Уральский федеральный университет (УрФУ), Екатеринбург, Россия

Аннотация. Представлены новые критерии эффективности газодинамической стабилизации для металлорежущих плазмотронов. Показаны новые возможности методов численного моделирования для газодинамического анализа и проектирования газовихревых систем плазмотронов для резки металлов. Представлены новые плазмотроны для прецизионной резки металлов, спроектированные с учетом введенных критериев эффективности газодинамической стабилизации. Применение разработанных плазмотронов позволяет существенно повысить производительность и энергоэффективность технологии резки, а также улучшить качество разделочных швов для последующей сварки.

Ключевые слова: плазмотрон, проектирование, газовихревая стабилизация, газодинамический анализ, качество, эффективность, воздушно-плазменная резка.

Abstract. New criteria for the effectiveness of gas-dynamic stabilization for metal-cutting plasma torches are presented. New possibilities of numerical modeling methods for gas-dynamic analysis and design of gas-vortex systems of plasma torches for metal cutting are shown. New plasma torches for precision metal cutting, designed using the introduced criteria for the effectiveness of gas-dynamic stabilization, are presented. The use of the developed plasma torches can significantly increase the productivity and energy efficiency of cutting technology, as well as improve the quality of cutting seams for subsequent welding.

Keywords: plasmatron, designing, gas swirl stabilization, gas dynamic analysis, quality, efficiency, air-plasma cutting.

Введение

В основе применения металлорежущих плазменных технологий лежит использование плазмотронов для воздушно-плазменной резки [1], основные принципы конструирования которых были разработаны в 60-80-х годах XX века [2,3,4]. Как отмечалось авторами в ранее проведенных исследованиях, при разработке новых плазмотронов следует, в первую очередь, обращать внимание на газодинамические принципы и методы проектирования, преимущественно направленные на повышение эффективности применяемой системы газодинамической стабилизации (ГДС) плазменной дуги [5].

Технологии и принципы газовихревой стабилизации

Применение в технологиях резки воздуха в качестве плазмообразующего газа (ПОГ) заставило для обеспечения стабильности и устойчивости горения дуги использовать газовихревую систему стабилизации (ГВС), в которой подача газа в зону электрода может осуществляться с использованием либо 1-го, либо 2-х потоков газа (рабочего тела) по каналам, расположенным по касательной к стенкам дуговой камеры. За счет этого в специальном устройстве – «завихрителе» – создаётся спиралевидный вихревой поток, обжимающий столб дуги в открытой части соплового узла и в дуговом канале, а также изолирующий его от стенок. Применение вихревого потока интенсифицирует плазмообразование за счет перемешивания газа в столбе дуги, увеличивает напряжение плазменного столба, обеспечивает фиксацию катодного пятна в пределах термохимической катодной вставки. По результатам экспериментов, проведенных в 60-70-х годах [6,7,8] был определен ряд газодинамических критериев, обеспечивающих эффективность ГДС. В последующие годы были созданы новые конструкции завихрителей, увеличивающих скорости истечения газа за счет уменьшения площади сечения канавок завихрителя при одновременном увеличении давления и расхода. Для уменьшения ширины и качества реза было предложено применение дополнительного обжатия дуги за счет уменьшения диаметра сопла, а также использование вторичного потока газа, обеспечивающего стабилизацию плазменной дуги (струи) за пределами сопла плазмотрона. Последний способ используется в технологии «узкоструйной (точной или сжатой) плазмы», получившей свое применение уже в XXI веке в плазмотронах серии HyPerformance (HyperTherm, США), FineCut (Kjelberg, Германия) [9,10] и ряда других серий и производителей [11].

Новые принципы и критерии эффективности газодинамической стабилизации

Ввиду того, что разработанные ранее рекомендации [12] были сформулированы при отсутствии строгой теории вихревого течения в электродуговой камере плазмотрона и остаются в качестве основных принципов проектирования ГВС и в последних изданиях [13,14], необходима их корректировка с учетом современных возможностей газодинамического анализа (CFD – Computational Fluid Dynamics) и формулировка дополнительных критериев, позволяющих оценить эффективность систем ГВС уже на стадии проектирования. В целях решения подобных задач авторами с применением CFD-методов был проведен газодинамический и теплофизический анализ большого числа базовых и современных конструкций плазмотронов с ГВС [15],

предложены дополнительные критерии эффективности и рекомендации по проектированию систем ГВС металлорежущих плазмотронов.

Основным результатом газодинамического анализа должно быть определение эффективности ГВС в области формирования плазменной дуги (сопловом узле) и в зоне воздействия на поверхность металла, а в качестве основных критериев должны выступать повышение кинетических параметров и степени равномерности распределения газодинамических характеристик вихревого газо-плазменного потока, а также формирование геометрии высокоэнергетичного ядра плазменной дуги (струи), обеспечивающие высокую степень прецизионности и производительности плазменной резки. В качестве основных анализируемых параметров при определении критерия эффективности ГВС следует рассмотреть распределение локальных скоростей, удельных массовых расходов и энергий ПОГ. Очевидно, что абсолютно равномерный поток должен характеризоваться равенством параметров во всех точках, выбранных для сравнительного анализа расчетных симметричных траекторий. В качестве расчетных траекторий, в первую очередь, целесообразно рассмотреть сечения ГВТ плазмотрона, которые будут иметь кольцевую или круговую форму (за исключением сечений в каналах завихрителей), а в качестве расчетной траектории целесообразно взять окружность с радиусом, равным радиусу средней линии контрольного сечения. Очевидно, что определяющим критерием эффективности ГВС должно стать распределение параметров в цилиндрическом канале соплового узла плазмотрона, в наибольшей степени ответственного за формирование плазменной дуги и спутных потоков струйного истечения за пределами ГВТ (на выходе из плазмотрона).

Анализ неравномерности желательно провести по всему ГВТ (начиная с расширительной камеры), так как это позволит выявить участки, требующие конструктивных изменений. Расчет скоростей можно выполнять по круговым траекториям контрольных сечений ГВТ и по осевым линиям в направлении движения потока газа. Для упрощения расчета можно его выполнять на холодной струе газа, так как нагрев ПОГ происходит в сопловом канале ГВТ, а равномерность распределения ПОГ должна быть обеспечена уже на входе в сопловую камеру. При анализе большого числа контрольных точек, взятых по периметру контрольной линии в сечении, следует воспользоваться статистическими методами. В этом случае в качестве критериев равномерности распределения можно использовать следующие параметры (формулы приведены на примере анализа массива данных скорости V_i):

а. Размах вариации $R = V_{\max} - V_{\min}$,

б. Отношение вариации $L = V_{\max} / V_{\min}$,

в. Среднее линейное отклонение (СЛО): $a = \sum_{i=1}^n |V_i - \bar{V}| / n$,

г. Среднее квадратичное отклонение (СКО): $S = \sqrt{\sum_{i=1}^n (V_i - \bar{V})^2 / n}$,

д. Коэффициент линейных отклонений (КЛЮ): $Z = a / \bar{V}$.

д. Коэффициент вариации $F = S / \bar{V}$. При больших объемах выборки ($n > 40$) $S \approx \sigma$, где σ - дисперсия случайной величины.

Следует заметить, что строгий выбор критерия равномерности из представленных выше параметров должен быть основан на предварительном статистическом анализе массива расчетных данных в контрольных точках. Очевидно, что применение для оценки равномерности таких параметров как R, L, a и Z может иметь достаточно универсальный характер, в то время, как параметры S и F (СКО и коэффициент вариации) предпочтительно использовать тогда, когда распределение данных подчиняется критериям нормального распределения. Для подобного выбора можно дополнительно использовать ряд известных статистических характеристик – асимметрию (A) и эксцесс (E) кривой распределения. Распределение оценивается как предположительно близкое к нормальному, если:

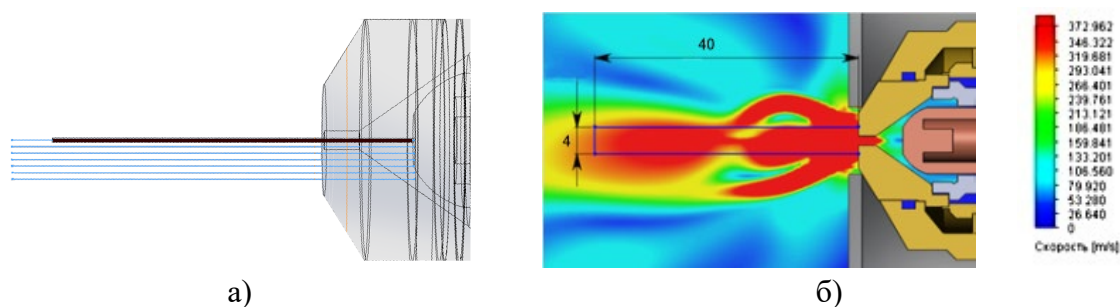
$$|A| \geq 3 \cdot \sqrt{\frac{6}{n}}, \quad |E| \geq 6 \cdot \sqrt{\frac{6}{n}},$$

В противном случае распределение считать нормальным нельзя.

С учетом данных критериев следует оценивать равномерность распределения по критериям S и F при соблюдении данных требований к анализируемому массиву данных, обращая дополнительное внимание на величины эксцесса E и асимметрии A (более равномерное распределение является более высоким («островершинным») с большим положительным значением E и наиболее симметричным при $|A| < 0,25$). При несоблюдении данных критериев целесообразно использовать среднее линейное отклонение (СЛЮ) или коэффициент линейных отклонений Z, обращая внимание при сравнительном анализе на упомянутые выше значения E и A.

Анализ эффективности проектирования плазмотронов помимо определения динамических параметров ПОГ в пределах ГВТ целесообразно дополнить исследованиями параметров струйного истечения за пределами соплового узла. Однако, расчет параметров струи по кольцевым траекториям контрольных сечений в этом случае становится весьма затруднительным из-за сложной геометрии струи, связанной с наличием характерного для любого струйного истечения в открытое пространство с атмосферным давлением расширения. По этой причине для оценки газодинамической эффективности ГДС целесообразно рассмотреть методы расчета параметров струи либо по параллельным центральной оси плазменной струи равноотстоящим линейным траекториям (рис. 1,а), либо по П-образной траектории

(рис.1,б) с геометрией, определяемой диаметром сопла, размером зоны плазменной дуги с максимальной температурой и характерными для плазменной резки расстоянием до поверхности разрезаемого металла (как, правило, 4-6 мм) и глубиной резки (30-40 мм). Анализ полученных результатов в этих случаях позволяет выявить не только асимметрию распределения, но и динамику изменения параметров по мере удаления от среза сопла плазмотрона. Расчет по П-образной траектории позволяет дополнительно оценить степень равномерности распределения параметров и газодинамического воздействия в зоне воздействия на металл, существенным образом определяющих эффективность и качество плазменной резки.



а) б)
Рисунок 1 – Схема расчета параметров плазменной струи:
а) по линейным траекториям, б) по П-образной траектории

Применение современных CFD-методов позволяет помимо существенно важных для технологии плазменной резки характеристик (скорость, температура, давление, удельный расход и энергия) сделать расчет ряда параметров, анализ которых может дополнить и существенно облегчить принятие заключения об эффективности работы системы ГВС плазмотрона. Среди таких параметров можно выделить завихренность, интенсивность турбулентности (I) или число Кармана (Ka). Принято считать, что сильно турбулизованное (вихревое) высокоскоростное течение имеет значения I в пределах 0,05...0,2 (5...20%), течение со средней турбулентностью – в пределах 0,01...0,05 (1...5%), низкотурбулентные (ламинарные) течения с невысокой скоростью – менее 0,01 (1%). При сравнительном определении эффективности ГВС желательно обращать внимание на ненулевое значение завихренности газового (плазменного) потока при наиболее равномерном ее распределении в массиве расчетных точек.

Новые плазмтроны и результаты их газодинамического анализа

Примеры применения критериев эффективности ГДС, рассчитываемых в контрольных сечениях ГВТ плазмтронов и по линейным траекториям в направлении истечения воздушно-плазменной

струи можно увидеть в ряде опубликованных ранее авторских работ [16,17]. В качестве иллюстрации применимости новых критериев можно привести сравнительный анализ эффективности 3-х металлорежущих плазмотронов, в разные годы разработанных в авторском коллективе (рис. 2): ПМВР-М – плазмотрон с общепринятой схемой ГВТ с несимметричной подачей ПОГ и одним завихрителем в ГВС, ПМВР-5.3 – однопоточный плазмотрон для прецизионной резки с симметричной подачей ПОГ в ГВТ и двумя завихрителями в системе ГВС [18], ПМВР-9.1 – двухпоточный плазмотрон для прецизионной резки, работающий по импортозамещающей технологии «узкоструйной плазмы».



Рисунок 2 – Металлорежущие плазмотроны серии ПМВР

Результаты CFD-анализа, проведенного на модельной (холодной) струе, демонстрируют помимо вихревого характера истечения (рис. 3) увеличение на 60% средних и на 30% максимальных скоростей (рис. 4, а) в зоне плазменно-дугового воздействия на металл (торец П-образной траектории на 40-мм удалении от сопла плазмотрона) при использовании нового плазмотрона ПМВР-5.3 по сравнению с традиционным ПМВР-М (при сопоставимых входных параметрах). При этом более чем в 2 раза, возрастает и эффективность газодинамической стабилизации Z (рис. 4, б), характеризующая равномерность ненормализованного распределения газодинамических характеристик (скорости для данного расчета) в контрольной зоне расчетной траектории.

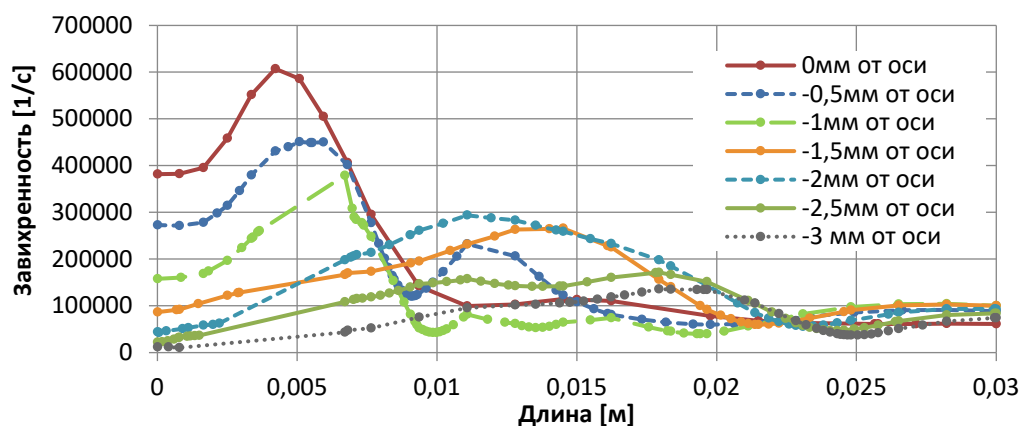


Рисунок 3 – Распределение завихренности при расчете по линейным траекториям вдоль плазменной струи (рис.1, а) плазмотрона ПМВР-5.3 (режим «холодной» струи)

Существенно, что подобные выводы можно сделать и на иных участках П-образной контрольной траектории, а также при расчете других кинетических параметров струи (удельных расходов и энергий, завихренности и числа Кармана), включая и условия её нагрева плазменной дугой.

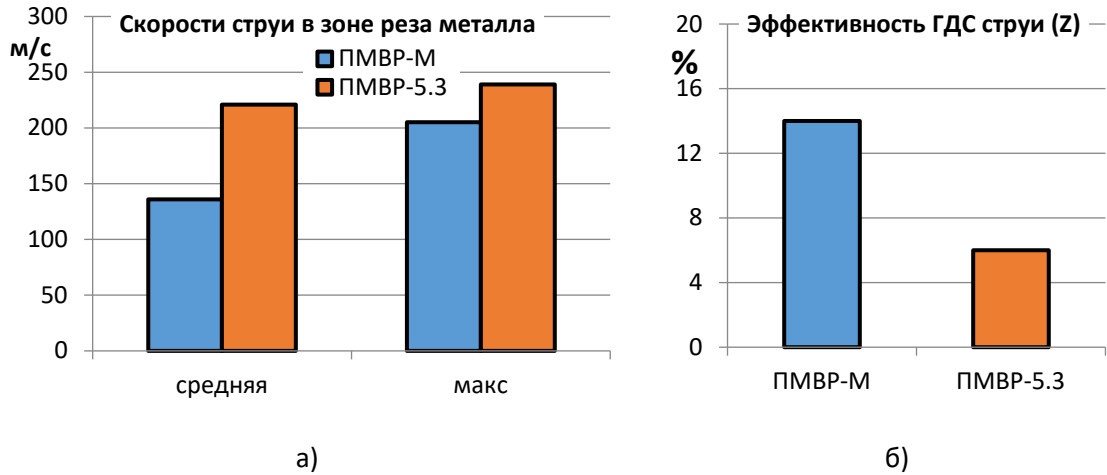


Рисунок 4 – Сравнительный анализ скоростей (а) и критерия эффективности газодинамической стабилизации Z (б) в зоне воздействия плазменной струи на металл (П-образная траектория, «холодная» струя)

На рисунке 5 представлено сравнение геометрии зоны плазменной струи с максимальными скоростями, выполненный после CFD-анализа плазматронов ПМВР-5.3 и ПМВР-9.1. Видно, что применение технологии «узкоструйной плазмы» позволяет сформировать на начальном участке струйного истечения воздушно-плазменный поток фактически идеальной цилиндрической формы, а на её последующих участках получить меньшее расширение потока с более равномерным распределением газодинамических параметров.

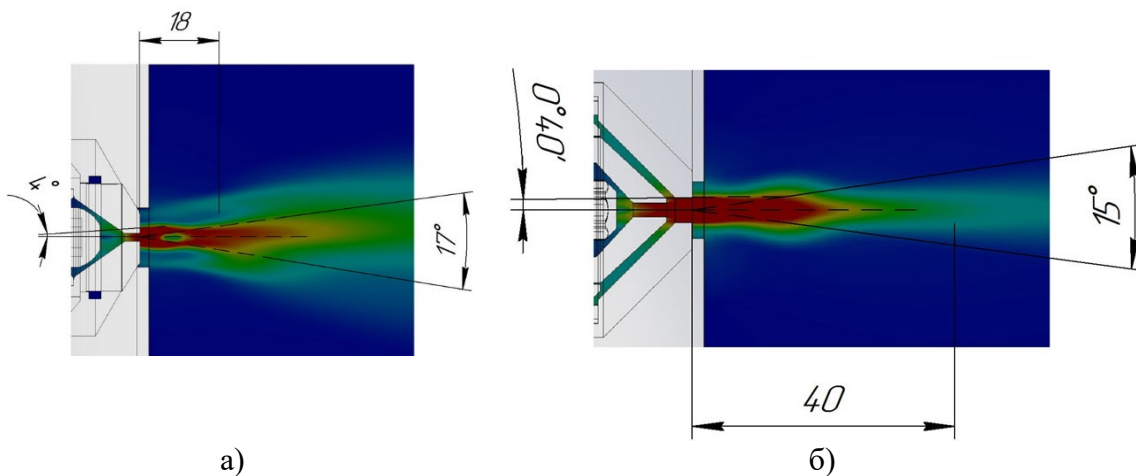


Рисунок 5 – Оценка геометрии плазменной струи по результатам

Заключение

Очевидно, что достигнутое при проектировании повышение кинетических характеристик при более равномерном распределении параметров газо-плазменного потока и улучшенной геометрии плазменной струи должно существенно влиять на улучшение эффективности, качества и надежности технологии прецизионной воздушно-плазменной резки металлов.

Литература

1. Кайдалов А.А. Современные технологии термической и дистанционной резки конструкционных материалов. – К.: Экотехнология, 2007. – 456 с.
2. Быховский Д.Г. Плазменная резка. – Л.: Машиностроение, 1972. – 168 с.
3. Васильев К.В. Плазменно-дуговая резка. – М.: Машиностроение, 1974. – 112 с.
4. Жуков М.Ф. Электродуговые генераторы термической плазмы (Низкотемпературная плазма. Т.17) / М.Ф. Жуков, И.М. Засыпкин, А.Н. Тимошевский и др. – Новосибирск: Наука, 1999. – 712 с.
5. Анахов С.В. Принципы и методы проектирования плазматронов. – Екатеринбург: Изд-во Рос. гос. проф.-пед. ун-та, 2018. – 165 с.
6. Жуков М.Ф. Основы расчета плазматронов линейной схемы/ М.Ф. Жуков, А.С. Аньшаков. – Новосибирск: ин-т теплофизики СО АН СССР, 1979. – 146 с.
7. Даутов Г.Ю. Особенности работы генераторов плазмы с вихревой стабилизацией дуги и обобщение результатов исследований / Г.Ю. Даутов, М.Ф. Жуков, А.С. Коротеев и др. // Низкотемпературная плазма. – М.: Мир, 1967. – С. 385-394.
8. Экспериментальные исследования плазматронов/ Под ред. М.Ф. Жукова. – Наука, Сибирское отделение, 1977. – 390 с.
9. Электронный каталог продукции компании Hypertherm. Код доступа: <https://www.hypertherm.com/ru/products/plasma-cutting-and-gouging-systems/>
10. Электронный каталог продукции компании Kjellberg. Код доступа: <https://www.kjellberg.de/en/automated-plasma-cutting.html>
11. Электронный каталог продукции компании Messer. <https://ru.messer-cutting.com/produkt/processy-rezki/plazmennaja-rezka/plazmennaja-rezka>
12. Костылев А.М. Электродуговые установки (плазматроны). – М.: МВТУ, 1969. – 109 с.
13. Еремин Е.Н., Филиппов Ю.О. Плазменно-дуговая резка / Е.Н. Еремин, Ю.О. Филиппов. – Омск: Изд-во ОмГТУ, 2015. – 264 с.
14. Чередниченко В.С. Плазменные электротехнологические установки / В.С. Чередниченко, А.С. Аньшаков, М. Г. Кузьмин. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2011. – 602 с.
15. Anakhov S.V. Investigation of systems for gas vortex stabilization of plasma torches/ S.V. Anakhov, Yu.A. Pykin, A.V. Matushkin // Welding International. – 2016, Volume 30, Issue 4. – p. 310-314.
16. Шалимов М.П. Оценка эффективности газовых вихревой стабилизации в плазматронах для резки металлов/ М.П. Шалимов, С.В. Анахов, Ю.А. Пыкин, А.В. Матушкин, И.Ю. Матушкина // Сварка и диагностика, 2018. – № 2. – С. 57-61.
17. Anakhov S.V. Effect of a gas-vortex stabilization method on the kinematic properties of the jet in metal-cutting plasmatrons/ S.V. Anakhov, A.V. Matushkin, Yu.A. Pykin // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2019, Vol.681, Number 1 – doi: 10.1088/1757-899X/681/1/012003
18. Пыкин Ю.А., Анахов С.В., Матушкин А.В. Патент на изобретение "Плазматрон" №2754817 от 07.09.2021 (опубликовано 24.03.2021)

Разработка и освоение новейших технологий электронно-лучевой сварки – важнейший фактор развития отечественного двигателестроения

Гейкин В.А., д.т.н., профессор, Шаронова Н.И., к.т.н.

АО «Объединенная двигателестроительная корпорация» (АО «ОДК»),

Москва, РФ

Аннотация. Современное авиационное двигателестроение – это быстро развивающаяся отрасль, постоянно внедряющая современные технологии. Одним из таких процессов является электронно-лучевая сварка (ЭЛС). В настоящее время объем применения ЭЛС составляет около 30% от общего объема применения сварки в авиационном двигателестроении. Наиболее широко процесс ЭЛС используется при изготовлении роторных и корпусных конструкций. Это позволяет существенно снизить трудоемкость изготовления деталей, повысить производительность труда и значительно уменьшить массу конструкций.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, авиационный газотурбинный двигатель, титановый сплав, никелевый сплав, сварное соединение, технологический процесс, высокопроизводительное оборудование, блиск, щеточное уплотнение, ротор, аддитивные технологии

Abstract. Modern aircraft engine building is a rapidly developing industry, constantly introducing modern technologies. One of such processes is electron beam welding (EBW). Currently, application of EBW is about 30% of the total welding application in the aviation engine industry. The EBW process is most widely used in the manufacture of rotary structures and engine bodies. This makes it possible to significantly reduce the complexity of manufacturing parts, increase labor productivity and significantly reduce the mass of structures.

Keywords: electron beam welding, aviation gas turbine engine, titanium alloy, nickel alloy, welded joint, technological process, high-performance equipment, blisk, brush seal, rotor, additive technologies

Одним из главных путей повышения технологичности конструкций, коэффициента использования материала, снижения трудоемкости и энергоемкости изделий является широкое применение сварных соединений.

Сварка является одним из важнейших технологических процессов получения легких и надежных неразъемных соединений авиационных конструкций.

Создание новых авиационных двигателей невозможно без решения принципиально новых конструкторских, технологических и материаловедческих задач, которые направлены прежде всего на

уменьшение массы и увеличение ресурса газотурбинных двигателей (ГТД).

Процесс электронно-лучевой сварки занимает одно из ведущих мест при изготовлении деталей и узлов авиационных двигателей и агрегатов. По объему и области применения сварки в отечественном двигателе- и агрегатостроении мы не уступаем лучшим зарубежным фирмам. В настоящее время объем применения ЭЛС составляет около 30% от общего объема применения сварки в авиационном двигателестроении. Наиболее широко процесс ЭЛС используется при изготовлении роторных конструкций, корпусных деталей и валов, где требуется соединять практически полностью механически обработанные детали с высокой степенью точности. Это позволило создать принципиально новые конструкции узлов ГТД, снизить трудоемкость изготовления деталей, повысить производительность труда и существенно уменьшить массу конструкции.

За последние годы технологические показатели электронно-лучевой сварки в двигателе- и агрегатостроении значительно улучшились. Опыт эксплуатации отечественного и зарубежного оборудования показал, что имеется существенный резерв как по разработке более совершенных технологических процессов, так и по созданию нового высокопроизводительного оборудования для ЭЛС.

В настоящее время работы в области техники и технологии ЭЛС в двигателестроении проводят по следующим основным направлениям:

- сварка с различной ориентацией изделия и шва;
- обеспечение качества металла сварных соединений на участке замыкания кольцевых швов;
- сварка с обратным формированием шва;
- регулирование сварочных напряжений и деформаций изделия;
- устранение дефектов в металле шва.

Одной из важных задач в двигателестроении является применение новых жаропрочных титановых и никелевых сплавов. Так на кольцевых заготовках из нового жаропрочного титанового сплава ВТ 41, разработанного ФГУП «ВИАМ», была успешно отработана технология ЭЛС, обеспечивающая получение качественного сварного соединения. Разработан режим термической обработки, при котором механические свойства сварного шва максимально приближены к свойствам основного металла. Полученные результаты были реализованы при ЭЛС рабочих колес (блисков) первых ступеней компрессора высокого давления (КВД) перспективного двигателя (рис. 1).

Последние ступени КВД были изготовлены из нового жаропрочного сплава на никелевой основе ВЖ 172. Применение ЭЛС позволило получить впервые в практике отечественного двигателестроения

полностью сварную конструкцию ротора без болтовых соединений (рис. 2).

Впервые в отечественной практике разработаны и изготовлены с помощью ЭЛС перспективные щеточные уплотнения, способные реагировать на радиальные перемещения пары «статор - ротор» и адаптироваться под условия работы двигателя – высокие перепады давлений, большие окружные скорости и температуры (рис. 3-4).

Отдельно необходимо выделить аддитивные технологии изготовления сложнопрофильных деталей ГТД методами прямого лазерного и электронно-лучевого выращивания.



Рисунок 1 – Сварной узел рабочего колеса 1 и 2 ст. КВД из сплава ВТ 41 после окончательного фрезерования лопаток

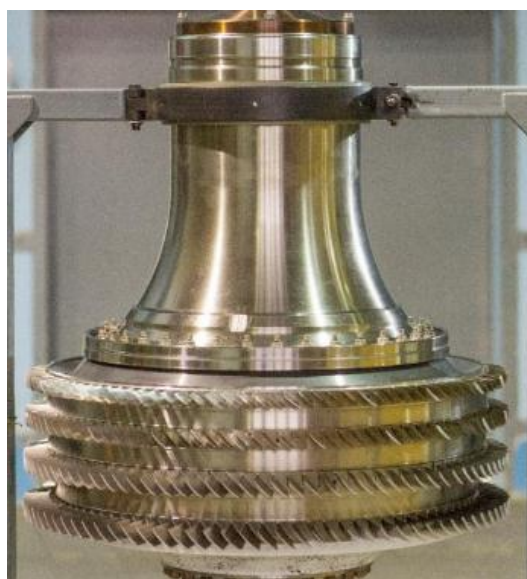


Рисунок 2 – Сварной барабан ротора КВД из сплава ВЖ172



Рисунок 3 – Внешний вид щеточных уплотнений различных типоразмеров



Рисунок 4 – Пакет проволок щеточного уплотнения

Создание и внедрение перспективных материалов и новых промышленных технологий сварки с применением электронного луча позволит снизить риски как по проектам перспективных двигателей, так и по производству приоритетных авиационных комплексов.

Заключение

Наиболее широко применяемый при изготовлении роторных и корпусных конструкций процесс ЭЛС позволяет существенно снизить трудоемкость изготовления деталей, повысить производительность труда и значительно уменьшить массу создаваемых конструкций.

УДК 519.673

Разработка робототехнического комплекса для создания металлических конструкций

А.Б. Гавриленко, А.Н. Маслов, И.В. Меркурьев

НИУ «МЭИ», Москва, РФ

Аннотация. Создание изделий из металлов и сплавов с использованием методов аддитивных технологий является актуальной задачей машиностроения. Объектом исследования является новый перспективный робототехнический комплекс в виде многозвенного манипулятора на мобильной платформе, обеспечивающий высокую точность позиционирования и управления движением электронно-лучевой пушки и наплавляемой на изделие проволоки. Контроль процессов изготовления сложного трехмерного изделия предложено осуществить с использованием стереокамеры и специализированного открытого программного обеспечения, а также с помощью обработки измерений лазерного дальномера, формирующего кодовый рисунок на поверхности изделия.

Полученный геометрический образ изделия сравнивается с расчетной трехмерной моделью и используется для управления движением целевой аппаратуры робота в форме обратной связи по оценке вектора состояния. Приведенный числовой пример наплавки проволоки на криволинейную поверхность изделия показывает высокую точность решения поставленных задач.

Ключевые слова: наплавка, технология формообразования, аддитивная технология, робот, управление, оценка состояния.

Abstract. The creation of products from metals and alloys using the methods of additive technologies is an urgent task of mechanical engineering. The object of the research is a new promising robotic complex in the form of a multi-link manipulator on a mobile platform, which provides high accuracy of positioning and motion control of the electron beam gun and wire deposited on the product. It is proposed to control the manufacturing processes of a complex three-dimensional product using a stereo camera and specialized open software, as well as by processing the measurements of a laser rangefinder that forms a code pattern on the surface of the product.

The obtained geometric image of the product is compared with the calculated three-dimensional model and is used to control the movement of the target equipment of the robot in the form of feedback on the assessment of the state vector. The given numerical example of wire surfacing on a curved surface of a product shows a high accuracy in solving the problems posed.

Keywords: shaping technology, additive technology, robot, control, condition assessment.

Введение

В настоящее время созданы и продолжают совершенствоваться технологии формообразования изделий с использованием аддитивного производства для создания деталей и конструкций из различных материалов [1-7]. Широкое коммерческое применение получила

трехмерная печать изделий и деталей из пластика [3-4]. Известны новые технические решения автоматизированных робототехнических комплексов трехмерной печати для построения зданий и сооружений, обеспечивающих послойное нанесение строительной смеси на стены и перекрытие [5,6].

К одним из наиболее перспективных технологий аддитивного формообразования и построения пространственных металлических конструкций и деталей относится метод электронно-лучевой наплавки проволоки [1,2]. Основными достоинствами данного метода является высокая производительность процесса и меньшая стоимость изготовления конструкции по сравнению с порошковыми методами изготовления изделий из металлов и сплавов, процессов литья, механической обработки резанием и другими технологическими операциями машиностроения. Как правило, процесс наплавки происходит в вакуумной камере, что оказывает существенное влияние на качество создаваемой конструкции.

Основные трудности при наплавке проволоки связаны с возможностью образования дефектов, трещин и пор, избежать которые удастся путем применения научно-обоснованных режимов функционирования электронно-лучевой установки с минимальными значениями погонной энергии [7-10]. Высокое качество поверхности создаваемой детали или конструкции может быть получено с помощью управления мощностью, фокусировкой и направлением электронно-лучевого пучка, с помощью которого формируется требуемое распределение температуры в месте наплавки проволоки с деталью конструкции [8,9]. Выбор конструкционного материала, способов и режимов наплавки также существенно влияют на теплогидравлические и прочностные параметры, определяющие качество изделия [10].

Реализация технологических режимов наплавки осуществляется путем автоматического управления параметрами электронно-лучевой установки и энергии электронного пучка, направляемого на автоматически подаваемую наплавляемую проволоку. К одному из преимуществ электронно-лучевой технологии относится малая инерционность контура управления энергией и пространственного фокусирования электронного пучка [9].

В целях обеспечения минимальных сварочных деформаций и заданных размеров зоны структурных превращений металла конструкции при высоких скоростях перемещения электронного пучка необходимо тщательно позиционировать электронно-лучевую пушку и наплавляемую проволоку относительно изделия. Учитывая особенности автоматического трехмерного формообразования изделий из металлов и сплавов необходимо обеспечить условия безопасности функционирования комплекса, отсутствие брызг металла и защиту изделия от взаимодействия с атмосферой.

Анализ современного состояния и направления развития аддитивных технологий и робототехники показывает актуальность создания и востребованность автоматизированных робототехнических комплексов трехмерного формообразования сложных изделий из новых материалов в промышленности, строительстве и в целом, в народном хозяйстве.

Развитие технологий трехмерного формообразования изделий из металлов и сплавов позволит достичь нового уровня развития машиностроения и промышленности, что будет способствовать переходу к передовым цифровым, интеллектуальным производственным технологиям, роботизированным системам, новым материалам и способам конструирования, представленным в Стратегии научно-технологического развития Российской Федерации.

Таким образом, развитие аддитивных технологий в машиностроении является актуальной и востребованной темой исследований. Вместе с этим, процессы автоматизации аддитивных технологий при изготовлении деталей из металлов и сплавов недостаточно полно изучены.

Постановка задачи

Объектом исследования и разработки является новый робототехнический комплекс, обеспечивающий заданный технологический процесс создания сложной пространственной металлической детали или конструкции путем автоматизированной послойной наплавки металлической проволоки на изделие. В составе робототехнического комплекса используется электронно-лучевая установка, включающая в себя электронную пушку и систему подачи металлической проволоки. Фокусировка пучка электронной пушки осуществляется с использованием магнитных линз таким образом, чтобы максимальная плотность мощности была сосредоточена в заданном объеме наплавляемой проволоки и изделия, при котором формируется бездефектная структура изделия с требуемыми физико-механическими свойствами металла [9].

Поставлена задача построения нового схемотехнического решения робототехнического комплекса и интегрированной системы управления функционированием, обеспечивающего высокую геометрическую точность формирования пространственного металлического изделия и заданные физико-механические свойства металла конструкции.

Методы решения поставленной задачи основаны на применении методов механики, автоматизированного проектирования робототехнических систем, теории автоматического управления. Высокое качество процессов управления робототехнического комплекса

достигается путем применения методов калмановской фильтрации измерительных сигналов и оптимального управления движением.

Разработка математической модели функционирования комплекса

В процессе наплавки проволоки с использованием комплекса (рисунок 1) необходимо изменять пространственное положение электронной пушки 1, контур управления которой формирует пучок 2 с заданными энергетическими характеристиками, обеспечивающими наплавку металлической проволоки на изделие. С помощью управляемого механизма подачи 3 металлической проволоки 4 в направлении 5, формируется пространственное изделие 6. Робототехнический комплекс должен обеспечить заданные законы пространственного движения 7 и согласованные режимы функционирования электронной пушки 1 и механизма подачи 3.

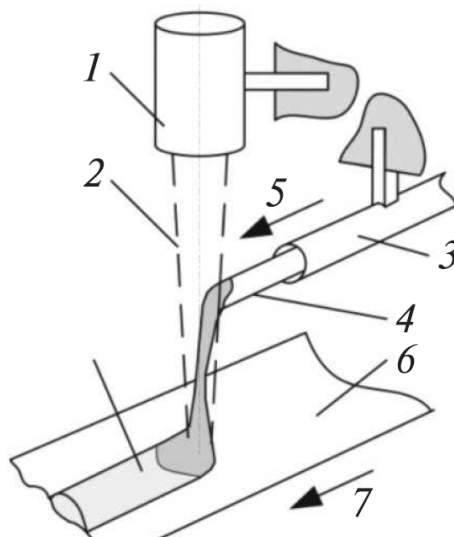


Рисунок 1 – Технологический процесс наплавки проволоки и формирования изделия [8]

Для контроля и автоматического управления движением робототехнического комплекса используется оптико-электронный контур технического стереозрения, лазерная многоточечная подсветка изделия и соответствующее программное обеспечение, с помощью которого формируется и сравнивается расчетный и фактический измеренный трехмерный геометрический образ изделия сложной пространственной формы.

Интегрированная система управления робототехнического комплекса обеспечивает согласованное движение звеньев манипулятора с процессом подачи наплавляемой проволоки, пространственным направлением и фокусировкой пучка электронной пушки в целях получения высокого качества изделия.

В качестве прототипа робототехнического комплекса выбрана мобильная платформа KukaYouBot, имеющая три транспортные степени свободы и пятиосевой манипулятор, оснащенный интегрированной системой автоматического управления движением и позиционирования целевой аппаратуры [11].

В зависимости от размеров и геометрии изделия, подвижными элементами в рассматриваемой робототехнической системе являются либо изделие, либо электронно-лучевая установка. Таким образом, конфигурация прототипа робототехнического комплекса определяется исходя из масштаба поставленных производственных задач. Для пространственного управления движением изделия в заданной рабочей области, как правило, достаточно многозвенного манипулятора [12].

Кинематическая схема рассматриваемого прототипа в виде пятиосевого манипулятора Кука представлена на рисунке 2. Каждое звено робота Кука имеет электродвигатель, датчик угла поворота и угловой скорости, микроконтроллер управления движением.

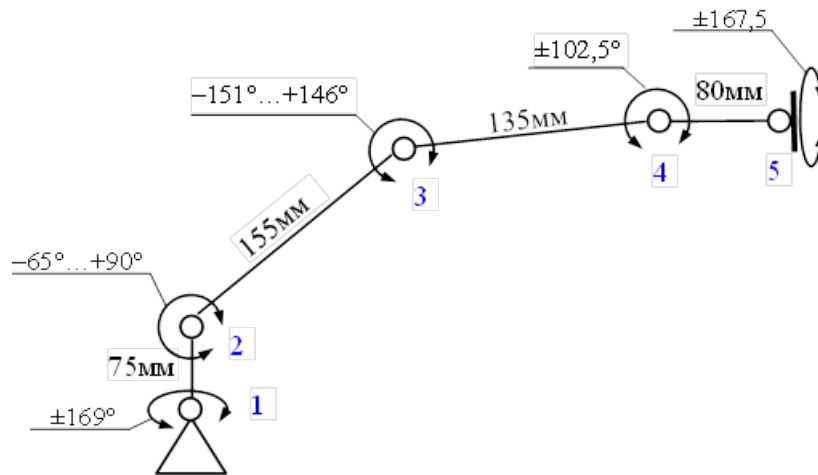


Рисунок 2 – Кинематическая схема пятиосевого манипулятора Кука

Наличие избыточного числа степеней свободы манипулятора позволяет оптимизировать движение целевой аппаратуры (изделия или электронно-лучевой пушки) с учетом ограничений на перемещения звеньев робота и мощность электропривода.

Управляющими воздействиями в системе являются команды управления, подаваемые на электродвигатели, расположенные в шарнирных сочленениях робота.

Математическая модель робототехнического комплекса построена на базе теоретической механики и формализма Лагранжа. Для получения уравнений управляемого движения многозвенного механизма использована система символьных вычислений Mathematica [13]. Уравнения электромеханической системы имеют достаточно громоздкий

вид и не приводятся. Массово-геометрические характеристики звеньев прототипа робототехнического комплекса заданы в виде массива параметров математической модели, которые используются для процедуры оптимизации схмотехнического решения системы управления движением.

Полученные дифференциальные уравнения движения нелинейной электромеханической системы запишем в конечно-разностном виде для дискретных моментов времени

$$\mathbf{x}^{(k+1)} = F(\mathbf{x}^{(k)}, \mathbf{u}^{(k)}), k = 0, 1, \dots, N \quad (1)$$

где $\mathbf{x}^{(k)}$ – вектор состояния динамической системы в момент времени t_k под действием управляющих сигналов двигательной установки $\mathbf{u}^{(k)}$ и свойств нелинейной динамической системы $F(\mathbf{x}^{(k)}, \mathbf{u}^{(k)})$. Дискретность обусловлена квантованием по уровню и по времени процессов управления движением и дискретным характером сигналов на входе и выходе цифровой вычислительной системы робота. Учитывая изменяющиеся условия функционирования системы, для планирования стратегии управления используется конечное число шагов N по времени t .

Качество процесса управления будем оценивать функционалом, характеризующим быстродействие и точность выполнения задачи наплавки проволоки

$$J = \sum_{k=0}^{N-1} G(\mathbf{x}^{(k)}, \mathbf{u}^{(k)}) + S_N(\mathbf{x}^{(N)}), \quad (2)$$

где G – скалярная функция векторных аргументов, характеризующая точность и быстродействие процессов управления; $S_N(\mathbf{x}^{(N)})$ – скалярная функция, характеризующая стоимость конечного состояния системы. При оптимальном процессе управления функционал (2) принимает минимальное значение.

Для решения задачи оптимального управления применен метод динамического программирования Беллмана [14,15], который позволяет определять оптимальное управление в форме обратной связи по вектору состояния $\mathbf{u}_*(\mathbf{x}^{(k)})$. В соответствии с принципом оптимальности Беллмана движение оптимальной системы не зависит от предыстории, а определяется текущим состоянием системы и целью управления. Вычисленная в обратном времени, от момента окончания управления к начальной метке времени, стратегия оптимального управления в форме

обратной связи от вектора состояния используется в контуре управления роботом.

Для оценки вектора состояния системы $x^{(k)}$ используются массивы первичной измерительной информации об углах поворота и угловой скорости звеньев манипулятора, токи в контуре управления электродвигателей звеньев робота, а также внешняя оптическая и дальномерная информация.

Для видеофиксации процессов наплавки и оптико-электронного контроля геометрии изделия воспользуемся стереокамерой робота Кика youBot. В докладе обсуждаются вопросы калибровки стереокамеры и применения специализированного программного обеспечения для повышения точности определения пространственного положения и геометрии изделия.

Также, в докладе обсуждается возможность дублирования измерений оптико-электронной системы по информации лазерного дальномера. Лазерная многоточечная подсветка позволяет оценить не только дальномерную информацию, но и взаимное пространственное положение изделия и наплавляемой проволоки. Полученный геометрический образ изделия на каждом этапе сравнивается с расчетной трехмерной геометрической моделью изделия.

Для формирования оценки состояния робота применим метод оптимальной фильтрации Калмана [14,15], позволяющий обработать первичные измерительные сигналы в целях компенсации случайных помех датчиков робота. Оптимальная по Калману фильтрация случайных помех в измерениях позволяет повысить точность решения поставленных задач управления. Полученная оценка состояния используется в контуре обратной связи управления роботом. В докладе приведены результаты математического моделирования процессов наплавки проволоки на заданную криволинейную поверхность изделия. Физико-механические свойства металла конструкции и качество изделия определяется по результатам экспериментальных исследований.

Заключение

Для создания изделий из металлов и сплавов предложено использовать метод электронно-лучевой наплавки проволоки, осуществляемый робототехническим комплексом в виде многозвенного манипулятора. Разработанная математическая модель пятиосевого манипулятора обеспечивает прецизионную точность позиционирования и управления движением целевой аппаратуры и оснастки в виде электронно-лучевой пушки и создаваемого изделия. Контроль процессов изготовления сложного трехмерного изделия предложено осуществить с использованием стереокамеры и специализированного открытого программного обеспечения, а также с помощью обработки измерений

лазерного дальномера, формирующего кодовый рисунок на поверхности изделия.

Полученный геометрический образ изделия сравнивается с расчетной трехмерной моделью и используется для управления движением целевой аппаратуры робота в форме обратной связи по оценке вектора состояния. Приведенный числовой пример наплавки проволоки на криволинейную поверхность изделия показывает высокую точность решения поставленных задач.

Литература

1. Гуденко А.В. Особенности формирования изделий методом электронно-лучевой наплавки / А.В. Гуденко, А.П. Слива, В.К. Драгунов, А.В. Щербаков // Сварочное производство. 2018. № 8. С. 12-19.
2. Гуденко А.В. Методика определения режимов послойной электронно-лучевой наплавки проволоки для аддитивных технологий / А.В. Гуденко, А.П. Слива, В.К. Драгунов // Вестник Московского энергетического института. 2017. № 5. С. 8-14.
3. Волков С.С. Влияние материала и геометрической формы волноводов на процесс ультразвуковой сварки пластмасс / С.С. Волков, В.М. Неровный, Г.А. Бигус // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2019. № 10 (715). С. 25-32.
4. Неровный В.М. Теория сварочных процессов / В.М. Неровный, А.В. Коновалов, Б.Ф. Якушин и др. Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2016. 340с.
5. Морева И.Ю. К возможности трехмерной печати силикатными массами с использованием керамических и гидратационных связующих / И.Ю. Морева, Т.А. Вареникова, Н.К. Кириллова и др. // Вестник Белгородского государственного технологического университета им. В.Г. Шухова. 2021. № 1. С. 74-81.
6. Рубанов Ю.К. Устройство для трехмерной печати зданий и архитектурно-строительных модулей / Ю.К. Рубанов, М.С. Чепчуров, И.Ю. Морева и др. // Патент на изобретение RU 2711637 С1, 17.01.2020. Заявка № 2019125057 от 06.08.2019.
7. Балашов В.Н. Пути повышения концентрации энергии пучка в электронно-оптической системе сварочной пушки/ В.Н. Балашов, А.Л. Гончаров, В.К. Драгунов, и др. // Электротехника. 2019. № 12. С. 66-72.
8. Щербаков А.В. Контроль параметров процесса электронно-лучевой наплавки с использованием сигналов токов проволоки и изделия/ А.В. Щербаков, В.Н. Мартынов, И.А. Харитонов и др. // Электротехника. 2018. № 4. С. 37-42.
9. Балашов В.Н. Фокусирующе-отклоняющая система для электронных пушек/ В.Н. Балашов, А.П. Слива, В.К. Драгунов, А.Л. Гончаров // Патент на изобретение RU 2614046 С1, 22.03.2017. Заявка № 2015146091 от 27.10.2015.
10. Щербаков А.В. Экспериментальное исследование распределений плотности тока технологического электронного пучка/ А.В. Щербаков, Р.В. Родякина, А.С. Кожеченко и др. // Письма в Журнал технической физики. 2017. Т. 43. № 21. С. 10-15.
11. Adamov V.I. Research on the dynamics of an omnidirectional platform taking into account real design of mecanum wheels (as exemplified by Kuka youbot) / V.I. Adamov, G.R. Saipulaev // Russian Journal of Nonlinear Dynamics. 2020. Т. 16. № 2. С. 291-307.
12. Адамов Б.И. Управление мобильным манипулятором, работающим в цилиндрической системе координат/ Б.И. Адамов, И.В. Орлов // Вестник Московского энергетического института. 2012. № 1. С. 28-35.
13. Капустина О.М. Анализ сингулярных конфигураций мобильного манипулятора Kuka youbot // Вестник Московского энергетического института. 2019. № 1. С. 93-97.
14. Александров В.В. Оптимизация динамики управляемых систем/ В.В. Александров, В.Г. Болтянский, С.С. Лемак, и др. М.: Изд-во МГУ, 2000. – 304 с.
15. Меркурьев И.В. Методы повышения быстродействия и точности систем навигации и управления движением автоматических робототехнических средств/ И.В. Меркурьев, Е.В. Комерзан, О.В. Свириденко и др. // Системные технологии. 2018. № 3 (28). С. 99-104.

Моделирование процесса оплавления вертикально подаваемой проволоки дугой в вакууме с несколькими симметрично действующими источниками¹

Давлятшин Р.П.², Герасимов Р.М.², Баяндин Ю.В.³, Saucedo-Zendejo F.R.⁴, Трушников Д.Н.²

²Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

³Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

⁴Автономный университет Коауила, Сальтильо, Мексика

Аннотация. В работе рассматривается моделирование процесса проволочной наплавки при вертикально подаваемой проволоки несколькими симметрично действующими источниками тепла. Предложена математическая модель для описания указанного процесса, учитывающая силу поверхностного натяжения, силу Марангони, силу давления паров и потери тепла на испарение. Для решения математической модели использован метод гидродинамики сглаженных частиц. Проведена серия численных экспериментов по моделированию процесса оплавления вертикально подаваемой проволоки с двумя симметрично действующими источниками тепла при разных мощностях и направлении действия источников тепла. Выявлено, что использование вертикальной подачи проволоки обеспечивает, равномерный прогрев с отсутствием затененных участков и гибкое управление тепловложением в металл. При этом существует зависимость геометрических характеристик наплавляемого валика не только от мощности источников тепла, но и от направления их действия.

Ключевые слова: аддитивные технологии, проволочная наплавка, вертикально подаваемая проволока, математическая модель, метод гидродинамики сглаженных частиц, сила поверхностного натяжения, сила Марангони.

Abstract. The paper considers modeling of the wire cladding process when the wire is fed vertically by several symmetrically acting heat sources. A mathematical model is proposed to describe the above process, taking into account surface tension force, Marangoni force, vapor pressure force and heat loss on evaporation. The method of smoothed particle hydrodynamics is used to solve the mathematical model. A series of numerical experiments for modeling the melting process of vertically fed wire with two symmetrically acting heat sources at different power and direction of action of heat sources was carried out. It was found that the use of vertical wire feeding provides, uniform heating with the absence of shaded areas and flexible control of heat input into the metal. In this case, there is a dependence of the geometric characteristics of the cladding roll not only on the power of heat sources, but also on the direction of their action.

Keywords: additive technologies, wire cladding, vertically fed wire, mathematical model, smoothed particle hydrodynamics method, surface tension force, Marangoni force.

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (государственное задание № FSNM-2020–0028), Министерства образования и науки Пермского края (соглашение С-26/512) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект РФФИ № 20-48-596006).

Введение

Электронно-лучевая наплавка с применением металлических проволочных материалов является производительным решением применительно к целому ряду перспективных материалов, титану и другим химически активным металлам, и их сплавам [1-3]. Присадочная проволока имеет значительно меньшую удельную площадь поверхности, чем порошковые материалы, и менее склонна к окислению и поглощению влаги или загрязняющих веществ. Применение вертикально подаваемой проволоки с несколькими симметрично действующими источниками тепла позволяет добиться существенного улучшения процесса наплавки и обеспечивает: 1) равномерный прогрев с отсутствием затененных участков; 2) гибкое управление тепловложением в металл; 3) возможность реализации сопутствующего подогрева проволоки и/или подложки.

Вместе с тем такой метод создания металлических изделий имеет ряд недостатков, ключевым из них является сложность задания параметров наплавки, а именно траектории и скорости подачи проволоки, а также мощности и направления действия источников [4,5]. Некорректное задание этих параметров может привести к оплавлению или даже обвалу стенок будущего изделия, что ведет к увеличению количества брака, и, как следствие, к удорожанию и замедлению процесса производства.

Существующие методики оптимизации параметров теплового воздействия зачастую не учитывают изменения геометрии в реальном времени, обладают низкой производительностью и применяются в основном для селективного лазерного спекания [6-8]. Для решения этих проблем в последнее время все чаще применяют бессеточные методы, например, метод гидродинамики сглаженных частиц (SPH), однако, они направлены либо на моделирование процессов лазерного спекания, либо не учитывают поверхностные эффекты, либо задача ставится в 2D постановке [9-11].

Таким образом актуальным является разработка математической модели, которая позволила бы определять объемные распределения температур, скоростей течения расплава форму и размеры наплавляемого валика с применением более производительных бессеточных методов для определения геометрии валика и корректировки параметров наплавки.

Математическая модель

В процессе электронно-лучевой наплавки проволоки (рис. 1) геометрия одиночного валика существенно зависит от большого количества факторов, а именно от плотности материала, поверхностного натяжения и вязкости, которые определяют характер течения металла в расплавленной ванне, и в свою очередь зависят от тепловложения,

материала, способа осаждения, времени взаимодействия с источником энергии и т.д.

В работе рассматривается взаимодействие твердого и жидкого металла. Для этого рассматриваются две фазы: Ω^l – жидкая и Ω^s – твердая, объединение которых представляет собой всю исследуемую область – Ω . Твердая фаза в свою очередь состоит из проволоки Ω^{wire} и подложки Ω^{sub} (рис. 1). Движение металлического расплава можно описать как движение вязкой несжимаемой жидкости.

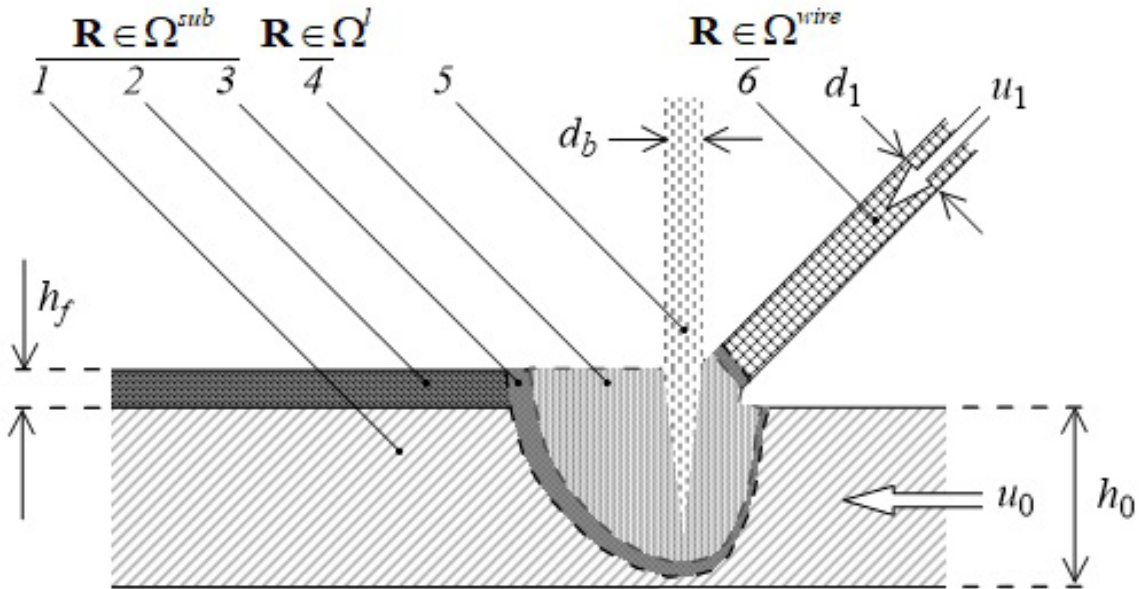


Рисунок 1 – Принципиальная схема процесса наплавки концентрированными источниками энергии с боковой подачей проволоки: 1 – предварительно наплавленный материал и подложка; 2 – наплавленный валик; 3 – двухфазная зона; 4 – жидкая фаза;

5 – электронный или лазерный луч; 6 – проволока.

В общем случае система уравнений будет состоять из дифференциальных уравнений, описывающих эволюцию плотности ρ , скоростей \mathbf{u} и температуры T в форме балансовых законов (уравнения баланса массы, импульса и энергии соответственно):

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{d\rho}{dt} = -\rho \nabla \cdot \mathbf{u}, \quad \mathbf{R} \in \Omega^{wire}, \\ \frac{d\mathbf{u}}{dt} = \frac{1}{\rho} (-\nabla p + \mathbf{f}_v + \mathbf{f}_s + \mathbf{f}_v) + \mathbf{g}, \quad \mathbf{R} \in \Omega^l, \\ \frac{d\rho}{dt} = 0, \quad \frac{d\mathbf{u}}{dt} = 0, \quad \mathbf{R} \in \Omega^s, \\ \rho c_p \frac{dT}{dt} = -\nabla \cdot \mathbf{q} + s_{src} - s_v - s_{env} - s_{rad}, \quad \mathbf{R} \in \Omega, \end{array} \right. \quad (1)$$

где \mathbf{u} – скорость, ρ – плотность, \mathbf{f}_v – вязкие силы, \mathbf{f}_s – сила поверхностного натяжения, \mathbf{f}_v – сила давления паров, \mathbf{g} – ускорение свободного падения, c_p – удельная теплоемкость, $\mathbf{q} = -k\nabla T$ – тепловой поток, k – коэффициент теплопроводности, s_v – потери тепла на испарение, s_l – источник тепла.

Применяя дискретизацию метода сглаженных частиц к системе (1), получим выражения для i -й частицы:

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{d\rho_i}{dt} = -\sum_{j=1}^N m_j \mathbf{u}_{ij} \cdot \nabla_j W_{ij}^h, \\ \frac{d\mathbf{u}_i}{dt} = \frac{1}{m_i} [\mathbf{F}_{p,i} + \mathbf{F}_{v,i} + \mathbf{F}_{s,i} + \mathbf{F}_{v,i}] + \mathbf{g}_i, \\ \frac{dT_i}{dt} = -\frac{1}{c_i \rho_i} [-(\nabla \cdot \mathbf{q})_i + s_{src,i} - s_{v,i} - s_{env,i} - s_{rad,i}], \end{array} \right. \quad (2)$$

где $\mathbf{F}_{p,i}$ – сила давления, $\mathbf{F}_{v,i}$ – вязкая сила, $\mathbf{F}_{s,i}$ – сила поверхностного натяжения, $\mathbf{F}_{v,i}$ – сила давления паров. Действие на частицу i является результатом суммирования всех вкладов межчастичного взаимодействия с соседними частицами j . Вязкие силы и силы давления в уравнении импульса (2) дискретизируются в соответствии с формулировкой, предложенной Адами и др. [12, 13]. Применение сил поверхностного натяжения в формулировке SPH описано в работе [14, 15].

Результаты численного моделирования

С помощью разработанной математической модели была проведена серия численных экспериментов по определению зависимости геометрических характеристик получаемых валиков от мощности источников тепла и от направления действия источников тепла (по ходу движения проволоки и перпендикулярно движению проволоки) для вертикально подаваемой проволоки с двумя симметрично действующими

источниками и для наклонной проволоки с одним источником тепла. В качестве моделируемого материала была выбрана сталь.

С целью достижения оптимальной производительности были выбраны следующие геометрические характеристики моделируемой системы: размер подложки $10 \text{ мм} \times 20 \text{ мм} \times 3,5 \text{ мм}$, диаметр проволоки $1,2 \text{ мм}$, скорость подачи проволоки 30 мм/с , скорость наплавки 15 мм/с , диаметр источников тепла $1,5 \text{ мм}$.

Ниже приведены результаты численного моделирования процесса оплавления наклонно подаваемой проволоки при мощности источника тепла 1000 Вт (рис. 2).

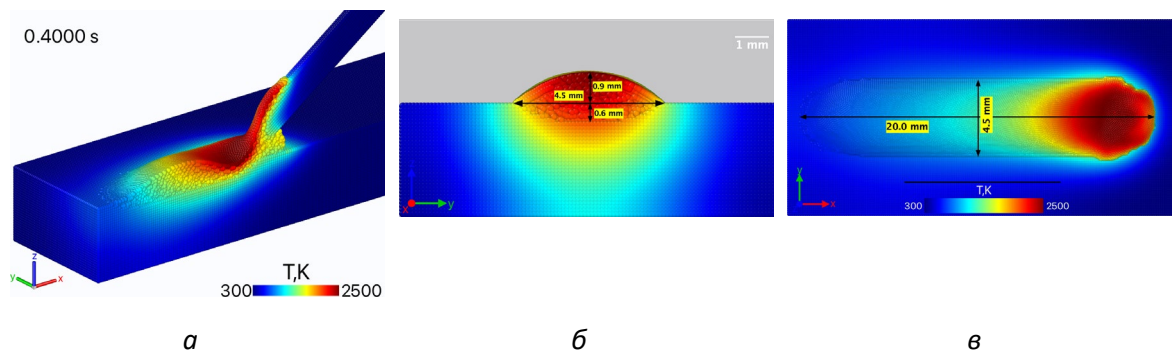


Рисунок 2 – Результаты численного моделирования процесса оплавления наклонной проволоки: визуализация процесса наплавки (а), геометрические характеристики зоны проплавления (б), геометрические характеристики валика (в)

Видно, что процесс наплавления наклонно подаваемой проволоки сопровождается образованием канала проплавления под действием силы Марангони и давления паров. В некоторых случаях это может привести к неустойчивому поведению расплавленного металла, расплескиванию и его вытеснению за пределы зоны наплавки.

Ниже приведены результаты численного моделирования процесса оплавления вертикально подаваемой проволоки дугой в вакууме с двумя симметрично действующими источниками, расположенными по ходу движения проволоки, разной мощности: 300 Вт , 350 Вт и перпендикулярно движению проволоки с мощностью 350 Вт (рис. 3).

Геометрические характеристики валиков после наплавления с двумя симметрично действующими источниками, расположенными по ходу движения подложки и перпендикулярно направлению наплавки, представлены на рисунке 4 (соответственно рис. 4, а, б и рис. 4, в).

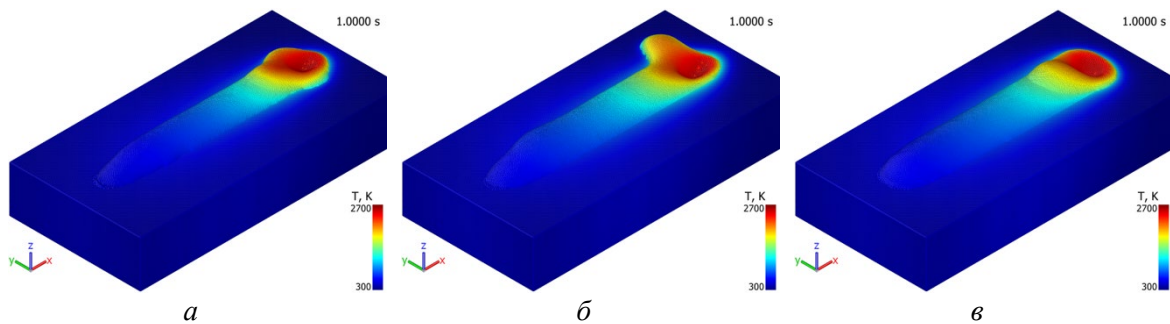


Рисунок 3 – Визуализация валиков после наплавления с двумя симметрично действующими источниками, расположенными по ходу движения подложки: 300 Вт (а), 350 Вт (б), и перпендикулярно направлению наплавки 350 Вт (в)

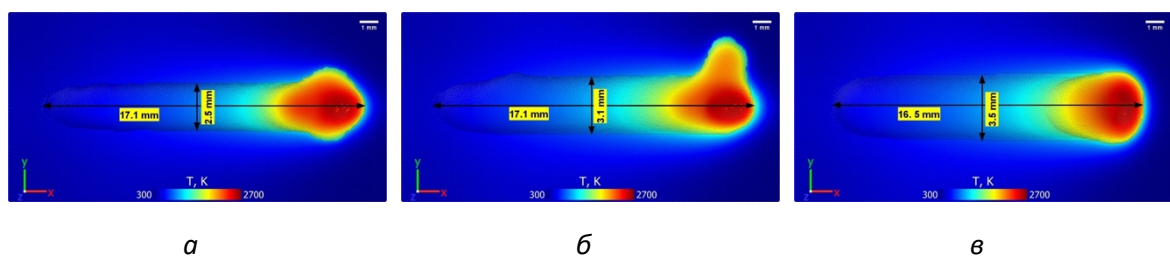


Рисунок 4 – Геометрические характеристики валиков после наплавления с двумя симметрично действующими источниками, расположенными по ходу движения подложки: 300 Вт (а), 350 Вт (б), и перпендикулярно направлению наплавки 350 Вт (в)

Для анализа зоны проплавления при наплавке вертикальной проволоки было проведено сравнение поперечного сечения при $x=10$ мм и $t=1$ с (рис. 5).

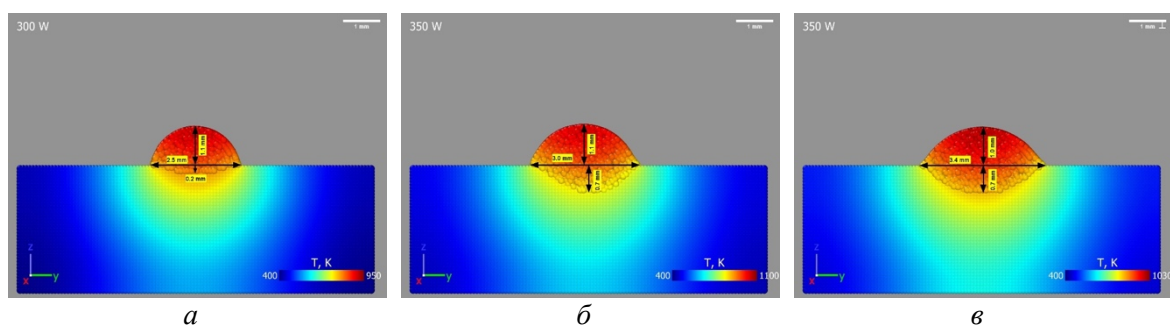


Рисунок 5 – Геометрические характеристики зон проплавления после наплавления с двумя симметрично действующими источниками, расположенными по ходу движения подложки: 300 Вт (а), 350 Вт (б), и перпендикулярно направлению наплавки 350 Вт (в)

Заключение

Проведенные исследования показывают, что использование вертикальной подачи проволоки с несколькими полыми катодами, расположенными радиально относительно оси подачи присадочной проволоки и симметрично вокруг оси подаваемой присадочной проволоки, обеспечивает равномерный прогрев с отсутствием затененных участков и гибкое управление тепловложением в металл по сравнению со стандартной наклонной подачей проволоки и одним источником тепла. Более того для вертикальной подачи проволоки требуется меньшее количество тепловложения, что ведет к улучшению геометрических характеристик наплавляемых валиков, предотвращает излишнее растекание металлического расплава и дает возможность выращивать тонкостенные изделия.

При этом геометрические характеристики наплавляемых валиков качественным образом зависят от направления действия источников тепла. Наблюдается несимметричное расположение валиков и зон проплавления относительно направление наплавки при расположении источников тепла по ходу движения подложки.

Литература

1. Lorenz K.A., Jones J.B., Wimpenny D.I., Jackson M.R. A review of hybrid manufacturing // Solid freeform fabrication conference proceedings. – 2015. – Vol. 53. – Pp 96-108.
2. Stawovy M.T. Comparison of LCAC and PM Mo deposited using Sciaky EBAM™ // Refract Met Hard Mater. - 2018. - Vol. 73. - pp. 162–167. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.02.009>
3. Tarasov S.Y. et al. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel // Adv. Manuf. Technol. – 2018. – Vol. 99. – Pp. 2353–2363. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2643-0>
4. Markl M., Körner C. Multiscale modeling of powder bed-based additive manufacturing // Ann. Rev. Mater. Res. – 2016. – Vol. 46. – Pp. 93–123. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070115-032158>
5. Mladenov G.M., Koleva E.G., Trushnikov D.N. Mathematical modelling for energy beam additive manufacturing // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol. 1089. – 012001. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1089/1/012001>
6. Jamshidinia M., Kong F., Kovacevic R. Numerical modeling of heat distribution in the electron beam melting® of Ti-6Al-4V // J. Manuf. Sci. Eng. – 2013. – Vol. 135. – 061010. <https://doi.org/10.1115/1.4025746>
7. Yuan P. Gu D. Molten pool behaviour and its physical mechanism during selective laser melting of TiC/AlSi10Mg nanocomposites: simulation and experiments // J. Phys. D. Appl. Phys. – 2015. – Vol. 48. – 035303. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/48/3/035303>
8. Hu R. et al. Thermal fluid dynamics of liquid bridge transfer in laser wire deposition 3D printing // Science and Technology of Welding and Joining. – 2019. – Vol. 24, No. 5. – pp. 401-411. DOI: 10.1080/13621718.2019.1591039
9. Liu S., Liu J., Chen J., Liu X. Influence of surface tension on the molten pool morphology in laser melting. International Journal of Thermal Sciences. – 2019. – Vol. 146. – 106075. DOI: 10.1016/j.ijthermalsci.2019.106075
10. Shcherbakov A. V., Rodyakina R. V., Gaponova D. A. Using of Smoothed Particle Hydrodynamics Method for Constructing a Mathematical Model of Electron-Beam Surfacing Process // Solid State Phenomena. – 2018. – Vol. 284. – pp. 523-529. DOI: 10.4028/www.scientific.net/ssp.284.523
11. Trushnikov D.N. et al. Mathematical modeling of the electron-beam wire deposition additive manufacturing by the smoothed particle hydrodynamics method // Mechanics of Advanced Materials and Modern Processes volume. – 2019. – Vol. 5. No. 4.

12. Adami S., Hu X. Y., Adams N. A. A generalized wall boundary condition for smoothed particle hydrodynamics // *Journal of Computational Physics*. – 2012. – Vol. 231. – Pp. 7057-7075.
13. Adami S., Hu X. Y., Adams N. A transport-velocity formulation for smoothed particle hydrodynamics // *Journal of Computational Physics*. – 2013. – Vol. 241. – Pp. 292-307.
14. Brackbill J., Kothe D. Dynamic modeling of the surface tension // *Proceedings of the 3rd Microgravity Fluid Physics Conference*. – 1996. – Pp. 693-698.
15. Xiaowei H.E. Wang H. Zhang F. Robust Simulation of Sparsely Sampled Thin Features in SPH-Based Free Surface Flows // *ACM Transactions on Graphics*. -2014. – Vol. 34. Is. 1. – Pp. 1-9.

Моделирование процессов тепломассопереноса и отражения электронов при электронно-лучевой сварке и аддитивном формообразовании

Щербаков А.В., Гапонова Д.А., Гуденко А.В., Слива А.П.,
Родякина Р.В., Гончаров А.Л., Овечников С.А., Драгунов В.К.

ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», Москва, Российская Федерация

Аннотация. В статье описана нелинейная математическая модель тепломассопереноса для электронно-лучевой сварки и наплавки с подачей присадочного материала. Модель основана на использовании метода объема жидкостей (Volume of Fluid) и метода конечных разностей для решения дифференциальных уравнений Навье-Стокса для вязкой несжимаемой жидкости. Метод «предиктор-корректор» использовался для определения поля давления, удовлетворяющего условию непрерывности и полю скорости. Также в статье описан метод расчета объемно-распределенных эквивалентов сил поверхностного натяжения и давления отдачи насыщенных паров. Проведенные вычислительные эксперименты с применением программной реализации модели показали, что давление насыщенных паров определяет формирование канала и переотражение электронов внутри него.

Ключевые слова: моделирование тепломассопереноса, электронно-лучевая сварка, электронно-лучевая наплавка, метод Монте-Карло, отражение электронов в парогазовом канале, метод объема жидкостей, формирование парогазового канала.

Abstract. Nonlinear mathematical model for heat and mass transfer processes studying in the wire-based electron beam additive manufacturing (AM) process and electron beam welding is described. The model is based on the use of the Volume of Fluid (VOF) method and finite-difference approximation of the Navier-Stokes differential equations formulated for a viscous incompressible medium. For determination of the pressure field satisfying the continuity condition and the velocity field the "predictor-corrector" method was used. Also a method for calculating volumetric equivalents of surface tension forces and vapor recoil pressure forces is described. Computational experiments have carried out using the software implementation of the model and have shown the vapor recoil pressure determines the formation of the penetration channel and electrons re-scattering inside it.

Keywords: heat and mass transfer modelling, electron beam welding, electron beam additive manufacturing, Monte Carlo method, electrons rescattering in the vapor channel, volume of fluid, the vapor channel formation.

Введение

Перенос металла за счет действия высококонцентрированного источника тепла является сложным объектом для изучения [1-3], что обусловлено, с одной стороны, высоким температурным градиентом и высокими скоростями течения металла в области жидкой ванны, а с другой стороны – наличием интенсивного оптического излучения и

парами металла. Перечисленные факторы ограничивают возможности экспериментальных исследований, например, применение таких датчиков как пирометры [4] или камеры [5]. Эти методы хорошо подойдут для практического применения в будущем и могут использоваться для создания новых систем управления и мониторинга для сварки и аддитивного производства.

Однако, если исследование требует точных данных о температуре и поле скорости, то эти экспериментальные методы имеют ограничения, так как они дают только косвенную информацию о процессах на поверхности жидкой ванны. По этой причине математическое моделирование является наиболее подходящим методом исследования, поскольку позволяет получать исчерпывающую информацию о процессах в жидкой ванне после проведения вычислительных экспериментов [6,7].

В 1970–1980-е годы были сформулированы теоретические основы численного решения многомерных задач гидродинамики [8] и были созданы первые прототипы программ для расчета – SIMPLE, SIMPLER и другие [9,10]. Развитие компьютерных технологий привело к интересу к проблемам вычислительной гидродинамики и теплообмена, а затем к разработке коммерческих программ [11].

В настоящее время основной интерес для исследователей представляют модели, которые позволяют изучить нелинейные процессы тепломассопереноса и процессы с нестационарными пространственными и энергетическими параметрами источника нагрева. Для изучения процесса тепломассопереноса необходимо разработать модель, учитывающую действие сил поверхностного натяжения и давления насыщенных паров на поверхности металла, а также явления, связанные с обратным рассеянием электронов.

Описание модели: тепломассообменные процессы

Модель реализуется в неподвижной декартовой системе координат; используется подход Эйлера – металл в жидкой или твердой фазе рассматривается как сплошная среда (рис. 1). Используется кубическая сетка со смещенной структурой [8]. Скалярные величины – давление p , Па, температура T , К, безразмерная весовая функция заполнения контрольного объема L – рассчитываются в центрах контрольных объемов. Проекция векторных величин – скорости течения металла v , м/с, а также проекции тепловых потоков и потоков течения металла рассчитываются для центров граней кубических контрольных объемов.

Для математического описания процессов тепломассопереноса в жидкой ванне используется система уравнений Навье-Стокса для вязкой несжимаемой жидкости.

Ускорение, сообщаемое среде в рассматриваемой точке, с внутренними и внешними силами, действующими на жидкость, связывает уравнение движения:

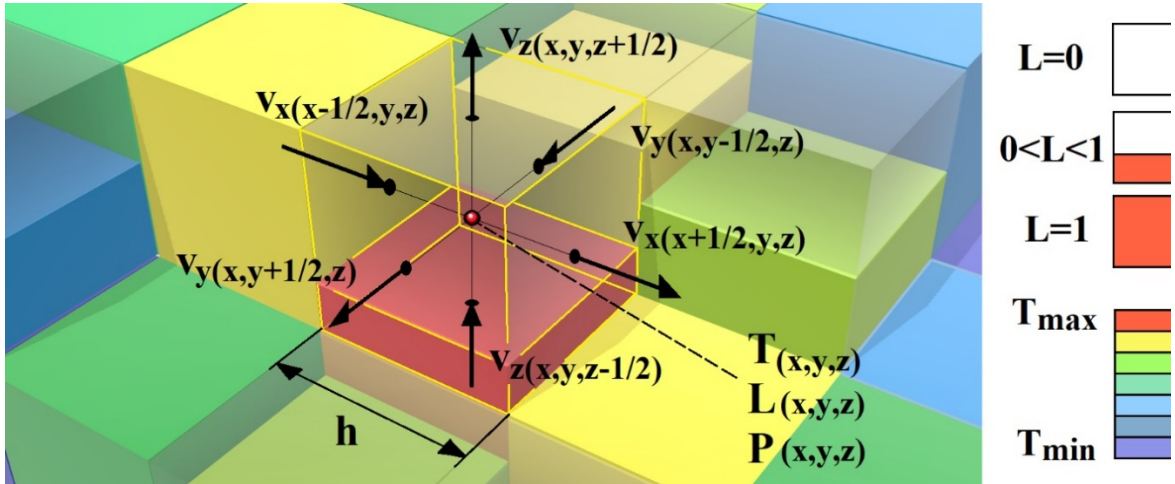


Рисунок 1 – Пространственная дискретизация, используемая в модели

$$\frac{\partial \mathbf{v}}{\partial t} + (\mathbf{v} \cdot \nabla) \mathbf{v} = -\frac{1}{\rho} \nabla p + \mu \nabla (\nabla \mathbf{v}) + \frac{\mathbf{f}_{st}}{\rho} + \frac{\mathbf{f}_{rec}}{\rho} + \mathbf{g}, \quad (1)$$

где \mathbf{v} – вектор скорости течения расплавленного металла, м/с, t – время, с, ρ – плотность металла, кг/м³; μ – кинематическая вязкость, м²/с; \mathbf{f}_{st} и \mathbf{f}_{res} – векторы объемных эквивалентов силы поверхностного натяжения и силы давления отдачи насыщенного пара соответственно, Н/м³, \mathbf{g} – вектор ускорения свободного падения, м/с². Для создания алгоритма с использованием явной разностной схемы уравнение (1) удобно записать в виде проекций на декартовы оси:

$$\begin{aligned} \frac{\partial v_x}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_x}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_x}{\partial z} \\ = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial x} + \mu \left(\frac{\partial^2 v_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 v_x}{\partial z^2} \right) + \frac{f_{st,x}}{\rho} + \frac{f_{rec,x}}{\rho} \end{aligned} \quad (2)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial v_y}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_y}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_y}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_y}{\partial z} \\ = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial y} + \mu \left(\frac{\partial^2 v_y}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_y}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 v_y}{\partial z^2} \right) + \frac{f_{st,y}}{\rho} + \frac{f_{rec,y}}{\rho} \end{aligned} ,$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial v_z}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_z}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_z}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_z}{\partial z} \\ = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial z} + \mu \left(\frac{\partial^2 v_z}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_z}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 v_z}{\partial z^2} \right) + \frac{f_{st,z}}{\rho} + \frac{f_{rec,z}}{\rho} - g \end{aligned}$$

где $v_x, v_y, v_z, f_{st,x}, f_{st,y}, f_{st,z}, f_{rec,x}, f_{rec,y}$ и $f_{rec,z}$ – проекции вектора скорости \mathbf{v} и векторов объемных сил \mathbf{f}_{st} и \mathbf{f}_{res} на соответствующие оси. Ускорение свободного падения (в виде проекции) присутствует только в последнем уравнении, так как вектор \mathbf{g} параллелен оси z .

Для расчета поля давления, удовлетворяющего уравнению неразрывности для несжимаемой жидкости, воспользуемся схемой разделения по физическим факторам [8,12]. Эти методы могут быть объединены названием «предиктор-корректор», поскольку полная аппроксимация поля скорости обеспечивается только на этапе завершения итерационного вычисления поля давления. На шаге-предикторе приращение скорости вычисляется при действии поля давления, рассчитанного на предыдущем временном шаге. Затем необходимо рассчитать поле давления, удовлетворяющее условию несжимаемости, и обеспечивающее формирование соленоидального поля скорости. Обозначим скорость, рассчитываемую на шаге – предикторе индексом « p », а скорость, рассчитываемую на шаге-корректоре индексом « c », тогда условие несжимаемости должно выполняться после завершения итераций (шаг-корректор), то есть

$$\nabla \mathbf{v}^c = 0. \quad (3)$$

А уравнение для корректировки поля скорости будет выглядеть следующим образом:

$$\frac{\mathbf{v}^c - \mathbf{v}^p}{\Delta t} = -\frac{1}{\rho} \nabla p^c. \quad (4)$$

Если применить оператор дивергенции к уравнению (4), с учетом условия (3) можно получить уравнение Пуассона для поля давления

$$\Delta p^c = \frac{\rho}{\Delta t} \nabla \mathbf{v}^p, \quad (5)$$

или в проекционной форме

$$\frac{\partial^2 p^c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 p^c}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 p^c}{\partial z^2} = \frac{\rho}{\Delta t} \cdot \left(\frac{\partial v_x^p}{\partial x} + \frac{\partial v_y^p}{\partial y} + \frac{\partial v_z^p}{\partial z} \right). \quad (6)$$

Для реализации шага-корректора используется итерационный метод, в котором уменьшение невязки скорости выбирается в качестве критерия окончания расчета.

Теплообмен в жидкой ванне описывается уравнением

$$\frac{\partial T}{\partial t} + v_x \frac{\partial T}{\partial x} + v_y \frac{\partial T}{\partial y} + v_z \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{\lambda}{c\rho} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \frac{q_v}{c\rho}, \quad (7)$$

где λ – теплопроводность, $\text{Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$, c – теплоемкость, $\text{Дж}\cdot\text{кг}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$; q_v – функция распределения плотности источника нагрева, $\text{Вт}\cdot\text{м}^{-3}$. Поскольку существует необходимость учета поглощения энергии электронов с учетом их обратного рассеяния (см. раздел 3), то удобнее всего рассматривать источник нагрева именно как объемно-распределенный. Также следует отметить, что если в рассматриваемом контрольном объеме металл находится в твердой фазе, то скорость \mathbf{v} может быть принята равной нулю, или равной скорости движения детали, присадочной проволоки и т. д.

Одна из самых сложных задач – моделирование движения свободной поверхности ванны расплава. Поверхность движется под действием сил, включенных в уравнение (1), то есть сил поверхностного натяжения, сил тяжести и других внешних сил, которые могут быть представлены как объемные в приповерхностном слое. Такой подход удобен для методов VOF [13-16], при использовании которых на границе «жидкость-вакуум» существуют контрольные объемы, не полностью заполненные жидкостью, то есть для них $0 < L < 1$. При этом критерием отнесения рассматриваемого контрольного объема к «пограничному», то есть совпадающему со свободной поверхностью, является появление ненулевого градиента $\nabla L \neq 0$. Уравнение, описывающее движение жидкости от одного элемента кубической сетки к другому, формулируется в стандартной форме

$$\frac{\partial L}{\partial t} + v_x \frac{\partial L}{\partial x} + v_y \frac{\partial L}{\partial y} + v_z \frac{\partial L}{\partial z} = 0. \quad (8)$$

Известно, что стандартные численные методы неприменимы для уравнения (8), поскольку их использование может привести к появлению контрольных объемов, в которых $L < 0$ или $L > 1$. По этой причине используются специальные приемы, при реализации которых для каждой из граней контрольного объема устанавливается, является ли ячейка «донором» по отношению к соседней или, наоборот, «акцептором» [13].

Описание модели: поверхностные силы и рассеяние электронов

Сила поверхностного натяжения действует по нормали к поверхности, и ее величина будет зависеть от знака и величины кривизны поверхности. При использовании сетки Эйлера и VOF-метода для

аппроксимации свободных поверхностей граница раздела «жидкость-вакуум» может стать «размытой», и удобнее всего использовать представление поверхностных сил в виде их объемных эквивалентов. В этом случае величина и знак силы поверхностного натяжения будут определяться через дивергенцию векторного поля нормали к поверхности [17]

$$\mathbf{f}_{st} = \sigma \cdot \left(-\nabla \cdot \frac{\nabla \tilde{L}}{|\nabla \tilde{L}|} \right) \cdot \nabla \tilde{L}, \quad (9)$$

где σ – поверхностное натяжение, Н/м; множитель в скобках представляет собой кривизну поверхности. Знак тильда означает, что используется «сглаженное» поле L . Использование сглаженного поля позволяет снизить влияние ошибок при вычислении нормалей и их дивергенции, вызванных конечно-разностной дискретизацией расчетной области. На рисунке 2 в графическом виде проиллюстрировано применение формулы (9). Давление отдачи пара рассчитывалось как давление насыщенного пара у поверхности жидкости в соответствии со справочными данными [18]. Если точка x, y, z лежит на свободной поверхности жидкости Γ (это означает, что для рассматриваемого контрольного объема выполняется условие $\nabla L \neq 0$, то есть он принадлежит «размытой» границе «жидкость-вакуум», можно записать:

$$\mathbf{f}_{rec} = -\nabla p|_{(x,y,z) \in \Gamma}. \quad (10)$$

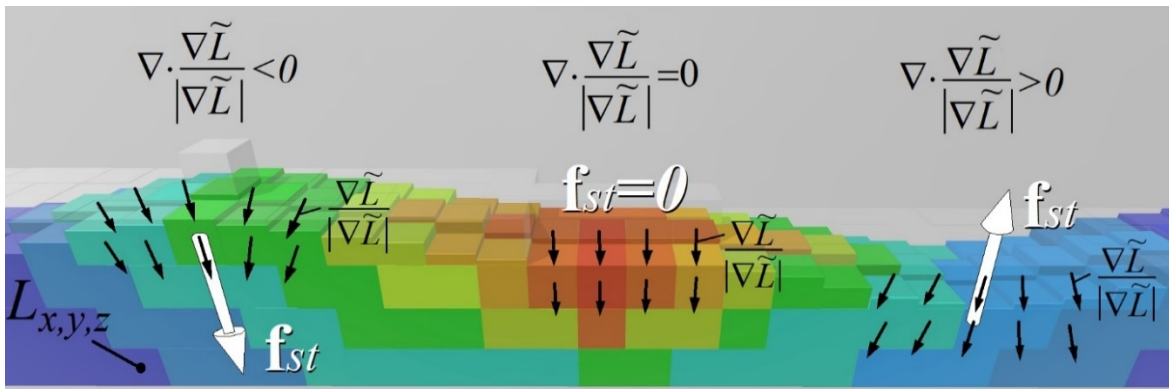


Рисунок 2 – Определение объемных эквивалентов сил поверхностного натяжения

При использовании метода VOF выражение (10) удобно применять в следующем виде:

$$\mathbf{f}_{rec} = |\nabla p| \frac{\nabla \tilde{L}}{|\nabla \tilde{L}|}. \quad (11)$$

Для корректного расчета объемного распределения источника тепла $q_v(x,y,z)$, необходимо учитывать обратное рассеяние электронов. Актуальность этой задачи подтверждается рядом работ, опубликованных в последние годы [6, 19, 20]. В данной работе для учета стохастических процессов рассеяния электронов предлагается использовать метод Монте-Карло для лагранжевых частиц, движущихся в стационарных ячейках Эйлера. Для составления экономичного алгоритма удобно использовать известную модель однократного упругого рассеяния [21]. При использовании этой модели траектория каждого электрона рассчитывается отдельно.

Электрон входит в материал мишени в точке P_0 (рис. 3). Предположим, что в точке P_1 происходит первый акт упругого рассеяния (до совершения этого акта электрон прошел путь s_0). В модели однократного упругого рассеяния также предполагается, что только такие взаимодействия приводят к отклонению частиц от начальной траектории. Электрон будет отклоняться на телесный угол ϕ_1 и вращаться на азимутальный угол ψ_1 , после чего он преодолеет путь s_1 , определяемый свободным пробегом при данной энергии и данных параметрах материала. После этого электрон окажется в точке P_2 , в которой снова произойдет упругое рассеяние (отклонение на угол ϕ_2 и поворот на угол ψ_2), после чего электрон пройдет путь s_2 и окажется в точке P_3 . Расчеты повторяются до тех пор, пока электрон не потеряет почти всю свою энергию - не станет частью электронного газа или покинет материал и не рассеется обратно.

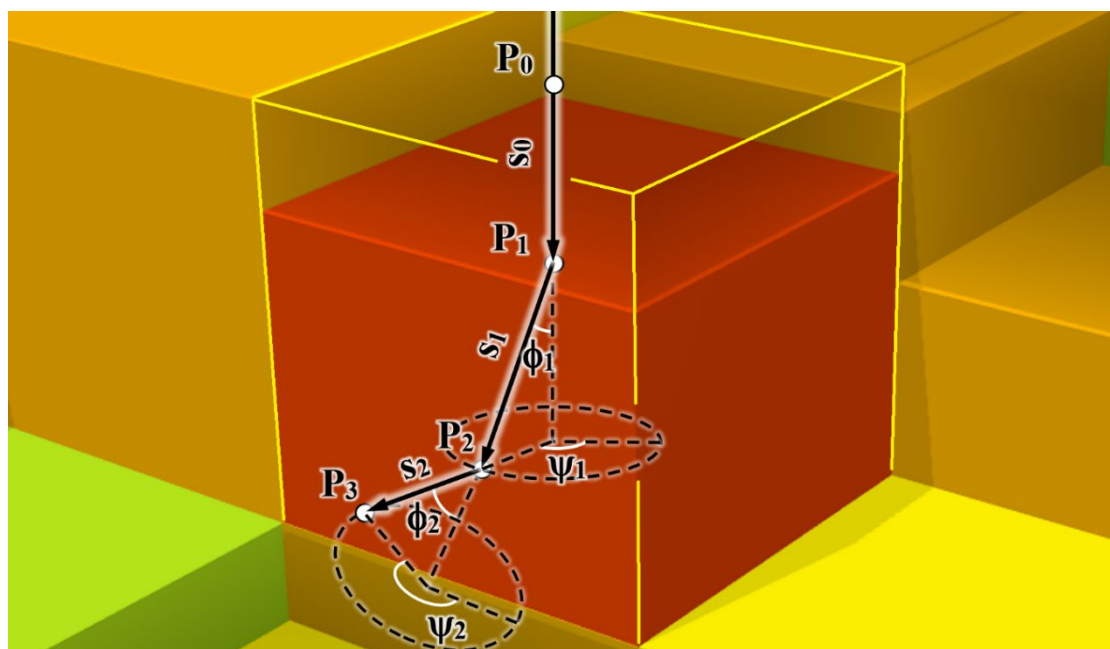


Рисунок 3 – Взаимодействие электрона с металлом в модели однократного упругого рассеяния

Модель предполагает, что в процессе движения электрон будет непрерывно терять энергию, которая определяется тормозной способностью частицы

$$\frac{dE}{ds} = -2\pi e^4 N \frac{Z \cdot \rho}{A \cdot E} \ln \left(\frac{1,166E}{J} \right), \quad (12)$$

где E – это энергия электрона, кэВ; s – путь электрона, см; e – заряд электрона, Кл; N – число Авогадро, $N = 6.022 \times 10^{23}$, моль⁻¹; другие параметры относятся к материалу: Z – атомный номер; A – атомный вес, г/моль, J – потенциал ионизации, кэВ, определяемый как:

$$J = (9,76Z + 58,5Z^{0,19}) \cdot 10^{-3}. \quad (13)$$

Сечение упругого рассеяния рассчитывается на основе выражения

$$\sigma_E = 5.21 \cdot 10^{-21} \frac{Z^2}{E^2} \cdot \frac{4\pi}{\alpha(1+\alpha)} \left(\frac{E + m_0 c_0^2}{E + 2m_0 c_0^2} \right)^2, \quad (14)$$

где m_0 – масса покоя электрона, кг; c – скорость света, м/с ($m_0 c_0^2 = 511$ кэВ). Если мы подставим значение E в кэВ в это выражение, значение σ_E будет в см². Параметр экранирования α определяется по формуле Бишоп (E также подставляется в кэВ)

$$\alpha = 3.4 \cdot 10^{-3} \frac{Z^{0,67}}{E}. \quad (15)$$

С использованием параметров, описанных выше, представляется возможным рассчитать наиболее вероятную длину свободного пробега электрона между актами упругого рассеяния

$$\lambda_E = \frac{A}{N \cdot \rho \cdot \sigma_E}. \quad (16)$$

Путь электрона между актами упругого рассеяния в соответствии с методом Монте-Карло определяется по выражению

$$s_E = -\lambda_E \cdot \ln R_1, \quad (17)$$

Наконец, мы должны определить выражения для расчета телесного угла рассеяния ϕ и азимутального угла ψ . Выражение для расчета

косинуса телесного угла было получено Newbury с соавторами [25] и Joy [21] из дифференциальной формы сечения Резерфорда и имеет вид

$$\cos \phi = 1 - \frac{2\alpha R_2}{1 + \alpha - R_2}. \quad (18)$$

Азимутальный угол рассеяния определяется по выражению

$$\psi = 2\pi R_3. \quad (19)$$

В последних трех выражениях R_1 , R_2 и R_3 – независимые случайные числа в диапазоне от 0 до 1.

Сопоставление экспериментальных и теоретических исследований [22, 23, 24] показало, что тормозная способность практически не зависит от агрегатного состояния веществ, а определяется, прежде всего, плотностью среды и характеристиками рассеивающих центров. В опубликованном исследовании процесса электронно-лучевого плавления металлических порошков [6], поглощение электронов рассматривается независимо от фазы материала. В данной работе зависимость транспортных характеристик электронов от температуры и, следовательно, состояния вещества задается неявно через плотность и используется однокомпонентная модель рассеивающей среды (например, для стали – железо).

Рассмотрим вопрос визуализации поверхности парогазового канала. В описанной выше модели используется технология визуализации типа SLIC (Simple Line Interface Calculation), описанная в литературе [13] и проиллюстрированная рисунком 4, а. В технологии SLIC используется отображение частично заполненных жидкостью контрольных объемов ортогональными плоскостями, но если требуется получить непрерывную линию (или семейство линий), необходимо провести некоторые преобразования. На рисунке 4, б весовая функция L отображается оттенками цвета (чем оттенок светлее, тем значение L в ячейке меньше). Значения L приведены на рисунке 4 (а и б) числами, вписанными в ячейки.

Далее необходимо построить сетку с более мелким шагом (например, в 4 раза меньше исходного, см. рисунок 4, в), и провести сглаживание распределения функции L . Для реализации алгоритма сглаживания можно воспользоваться преобразованием Гаусса

$$L_{x,y}^* = \sum_{X=x-\frac{N}{2}}^{x+\frac{N}{2}} \sum_{Y=y-\frac{M}{2}}^{y+\frac{M}{2}} \frac{L_{X,Y}}{\pi\sigma^2} e^{-\frac{r_{ij}^2}{\sigma^2}}. \quad (20)$$

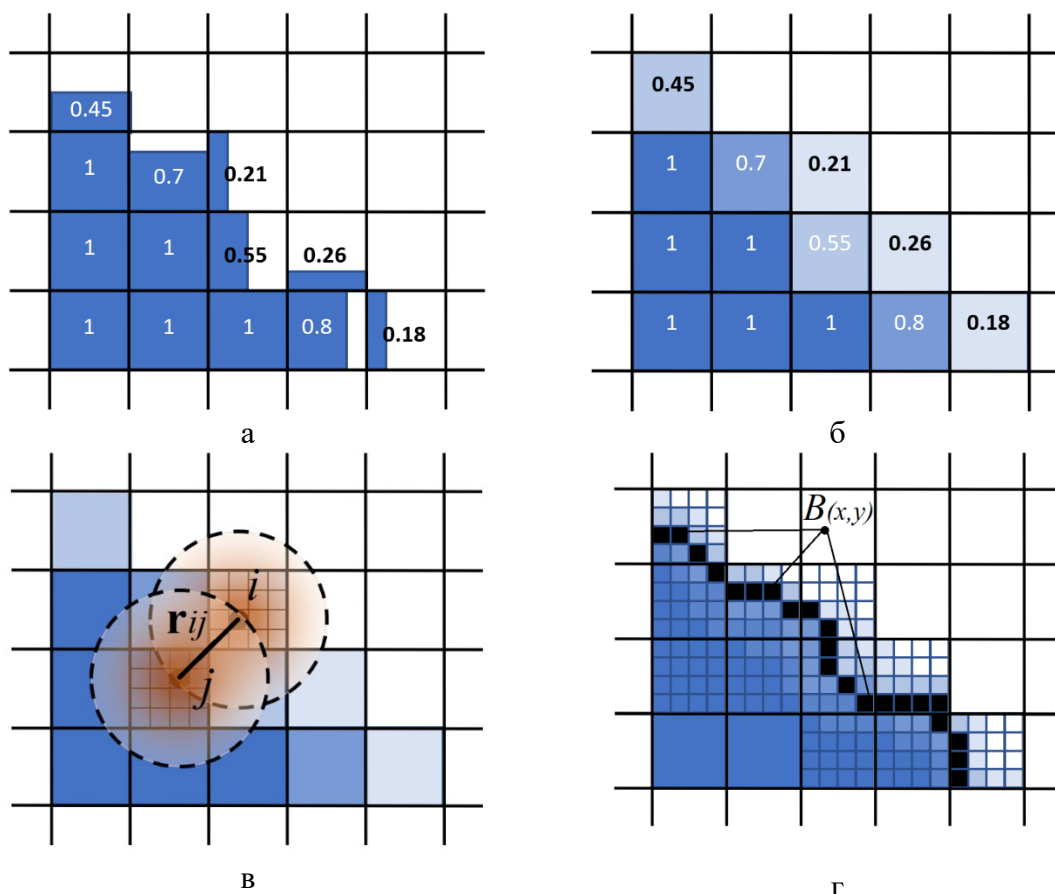


Рисунок 4 – Методика визуализации границы свободной поверхности

В последнем выражении L^* – сглаженное с помощью функции Гауссового распределения поле L , σ – радиус сглаживания (дисперсия), $r_{ij} = ((x-X)^2 + (y-Y)^2)^{0,5}$ – радиус-вектор между рассматриваемыми точками i и j (рисунок 4, в).

После выполнения процедуры сглаживания можно отобразить геометрическое место точек, в которых осуществляется переход значений L^* через некоторое значение (например 0,5), и получить кривую $B_{x,y}$, показанную на рисунке 2, г.

С использованием описанных выше алгоритмов была разработана компьютерная программа в среде Microsoft Visual Studio, которая в дальнейшем была использована для исследования процессов формирования канала в пластинах из аустенитной стали AISI 316L.

Вычислительные эксперименты

На данном этапе исследований исследовался процесс проплавления пластины из стали 316L толщиной 2 мм. Температурные зависимости теплофизических свойств материала пластины, а также вязкости и давления отдачи паров были взяты из справочной литературы [18]. Электронный пучок моделировался путем последовательного расчета 800

траекторий, начальные координаты которых определялись по выражениям

$$\begin{aligned} x_n &= h \cdot R_x \cdot n^{0.8} \cdot \cos\left(\frac{n}{K\sqrt{n+1}}\right) + x_{pos}, \\ y_n &= h \cdot R_y \cdot n^{0.8} \cdot \sin\left(\frac{n}{K\sqrt{n+1}}\right) + y_{pos}, \end{aligned} \quad (21)$$

где n – номер траектории, x_{pos} и y_{pos} – координаты центра пучка, R_x и R_y – коэффициенты, необходимые для варьирования поперечных размеров пучка вдоль осей x и y , K – множитель углового шага.

Описанные ниже результаты вычислительных экспериментов были получены при мощности электронного пучка 960 Вт, энергии электронов 60 кэВ и скорости сканирования 125 м/ч. Для примера показаны результаты расчета, полученные при множителях $R_x = R_y = 0,032$ (рис. 5, а) – режим № 1 и $R_x = R_y = 0,016$ (рис. 5, б) – режим №2. Коэффициент K был принят равным 0,2.

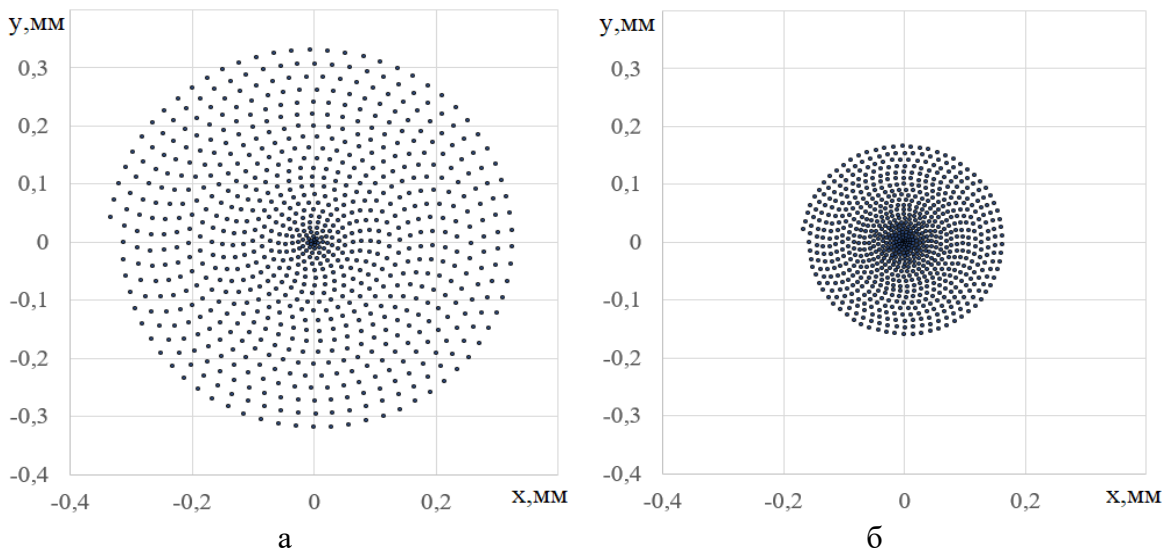
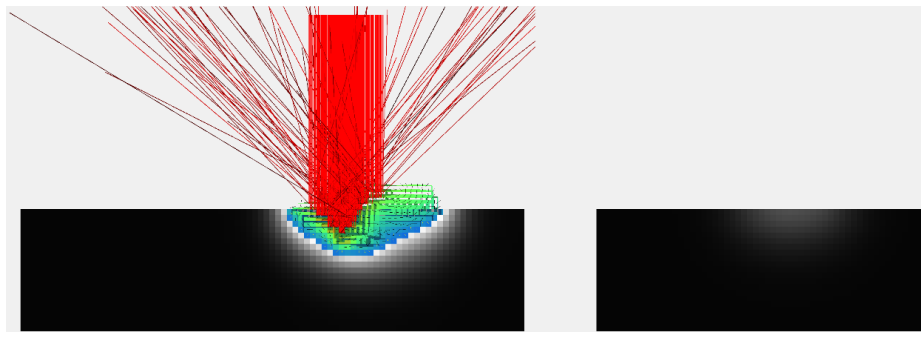
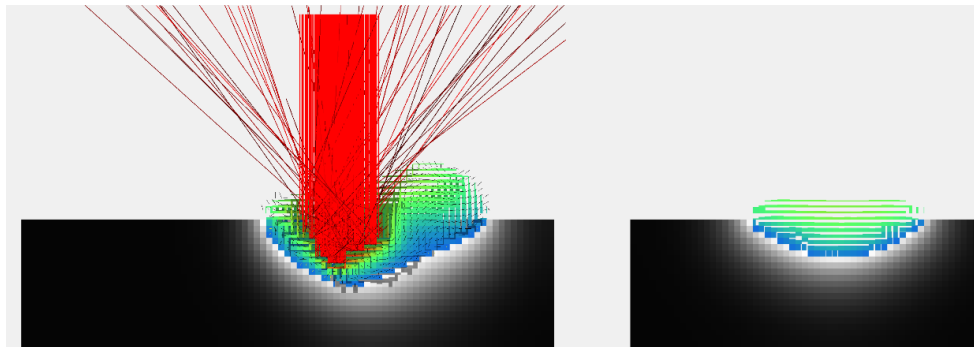


Рисунок 5 – Распределение начальных координат электронов в плоскости xy для режима №1 (а) и режима №2 (б)

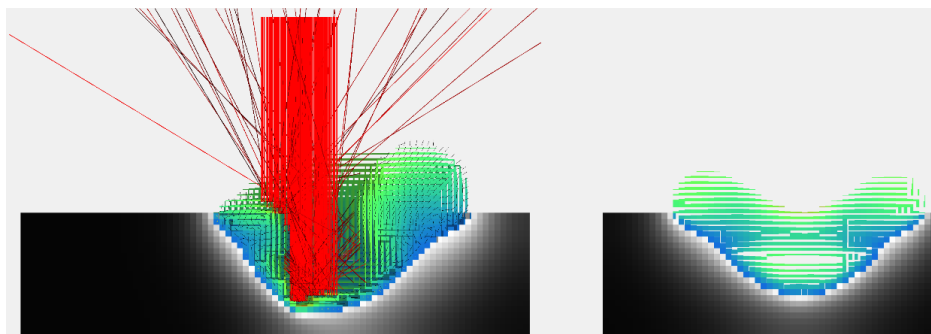
Рисунки 6 и 7 соответствуют различным моментам времени образования канала сквозного проплавления при распределении плотности электронов, соответствующему режиму № 1. На рисунке 6 показаны траектории обратнорассеянных электронов, а поверхность жидкой ванны отображена с использованием алгоритма SLIC. На рисунке 7 показана реконструированная поверхность ванны и распределение температуры. Рисунки 8 и 9 отображают те же данные, но полученные для режима № 2.



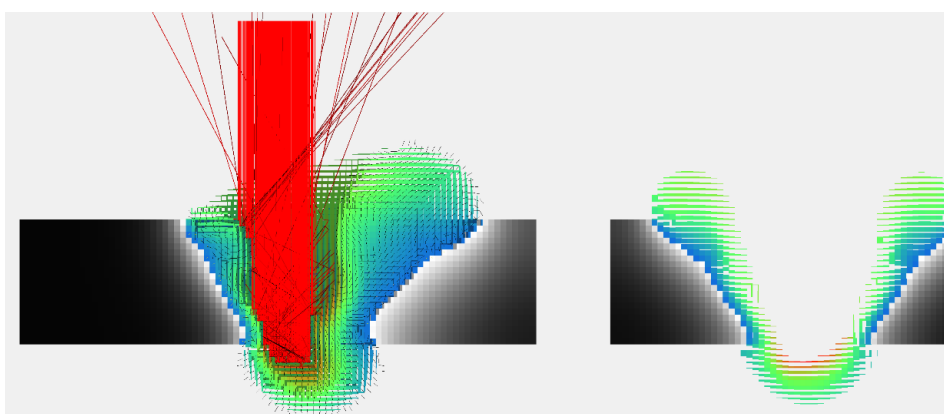
6,2 мс



12,4 мс

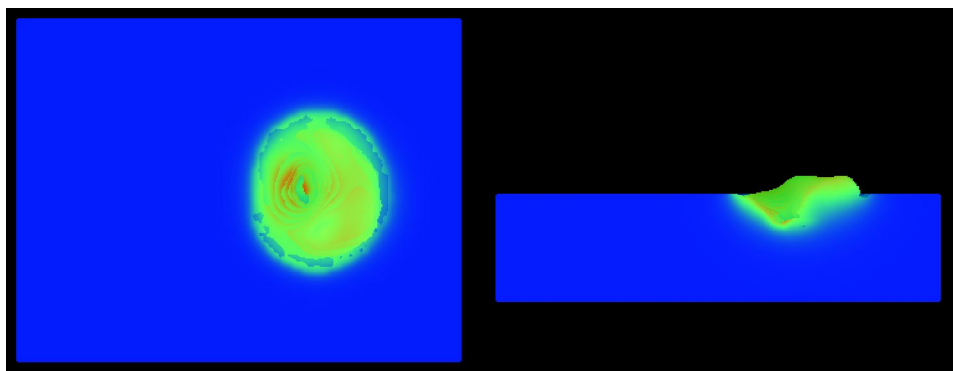


18,6 мс

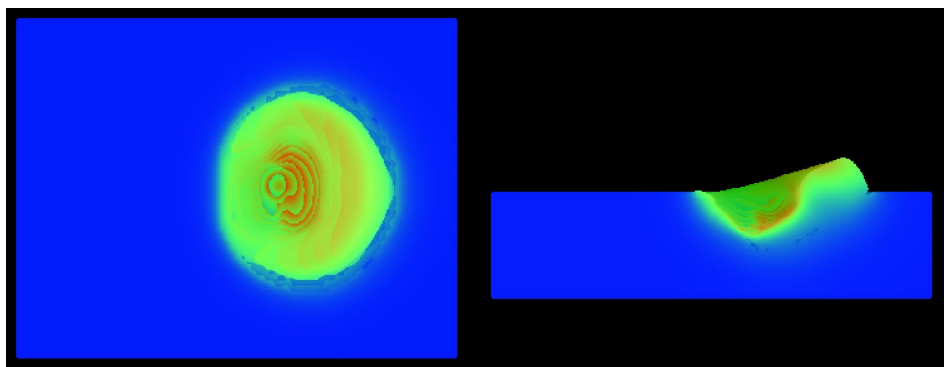


24,8 мс

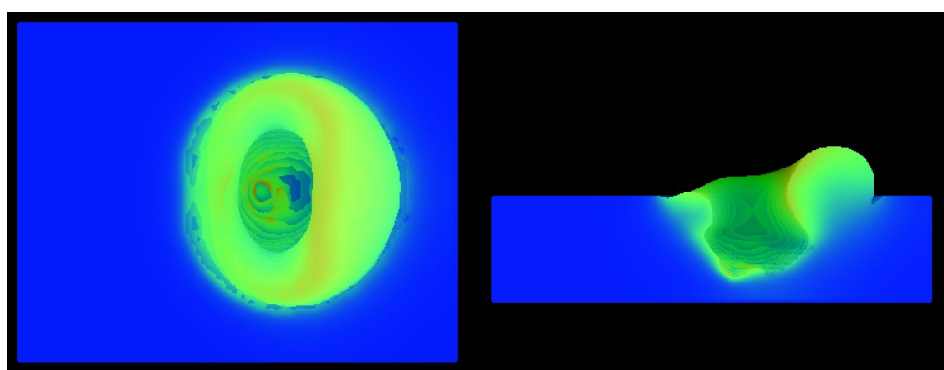
Рисунок 6 – Траектории электронов и отображение ванны в различные моменты времени (режим № 1)



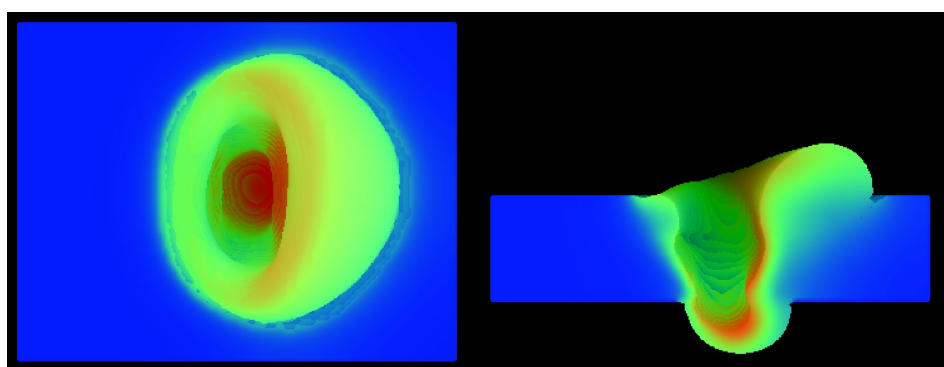
6,2 мс



12,4 мс

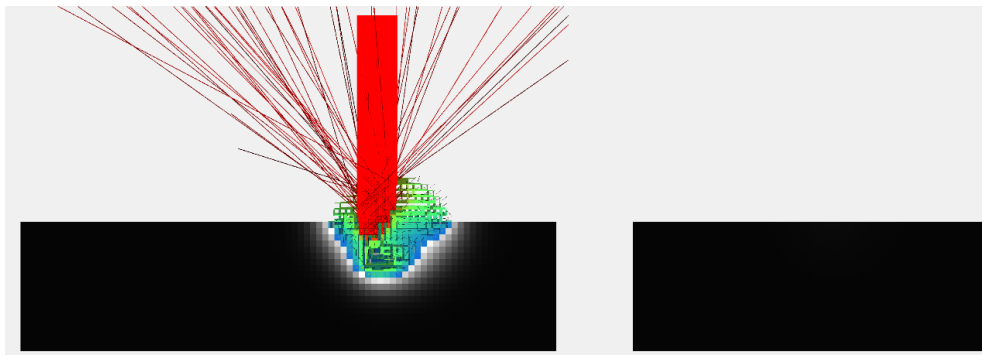


18,6 мс

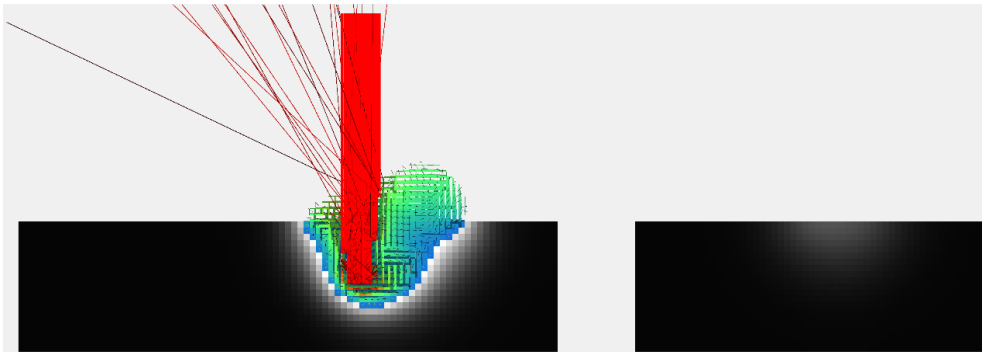


24,8 мс

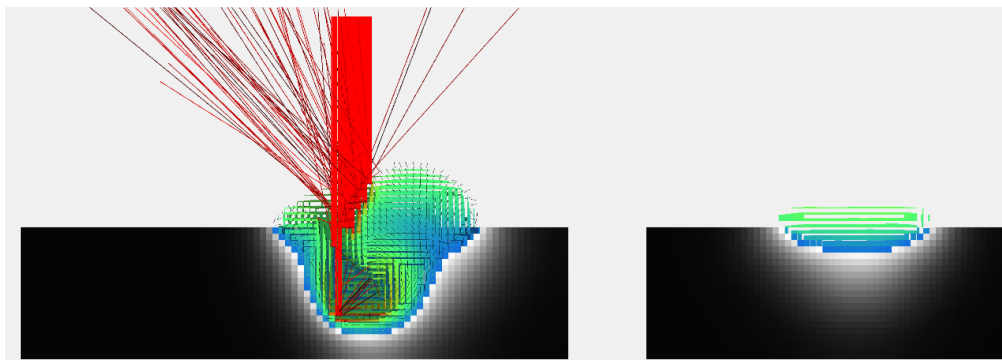
Рисунок 7 – Реконструированная форма ванны (режим № 1)



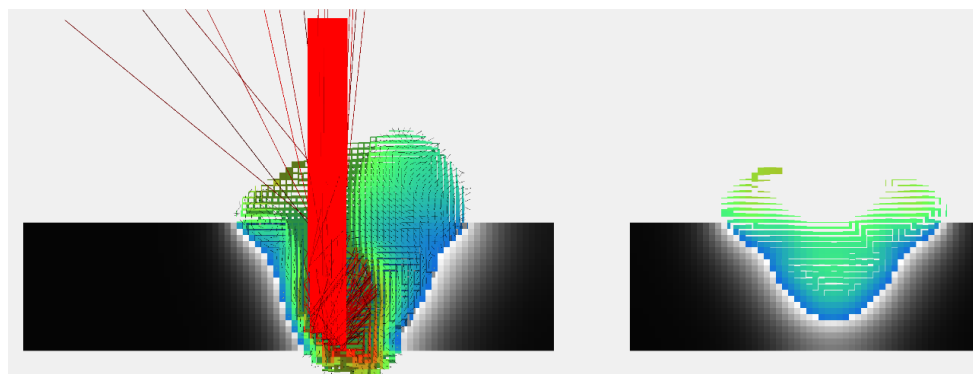
3,8 мс



7,6 мс

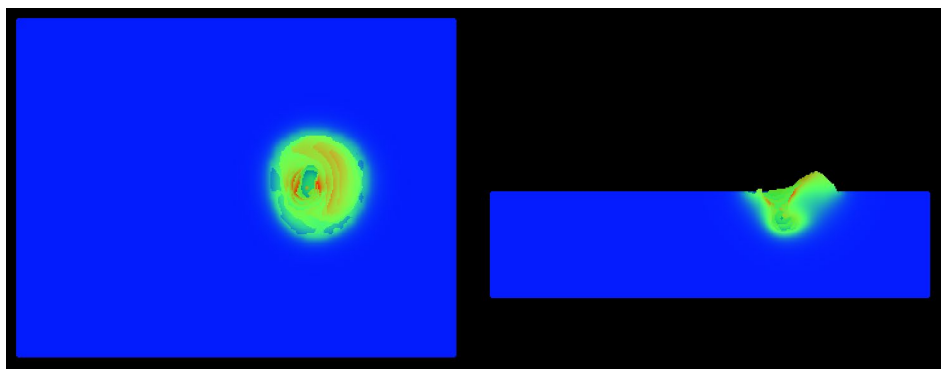


11,4 мс

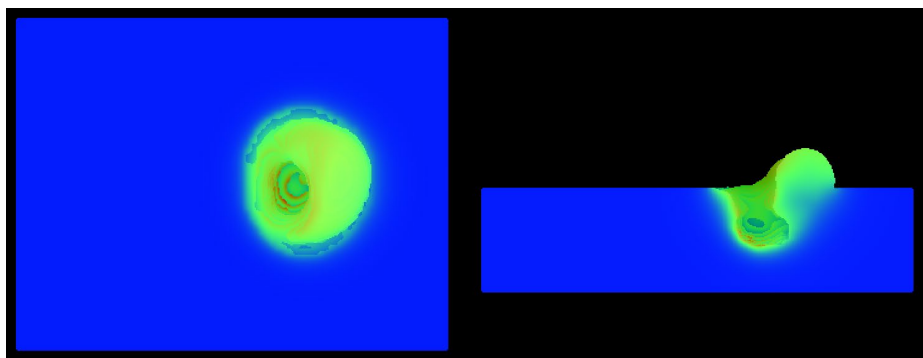


15,2 мс

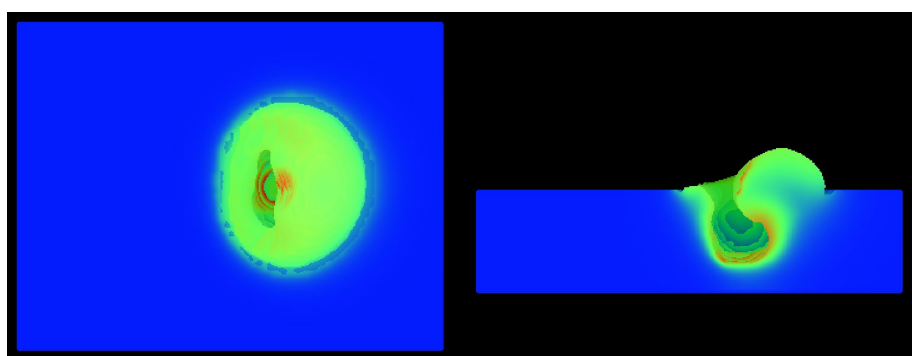
Рисунок 8 – Траектории электронов и отображение ванны в различные моменты времени (режим № 2)



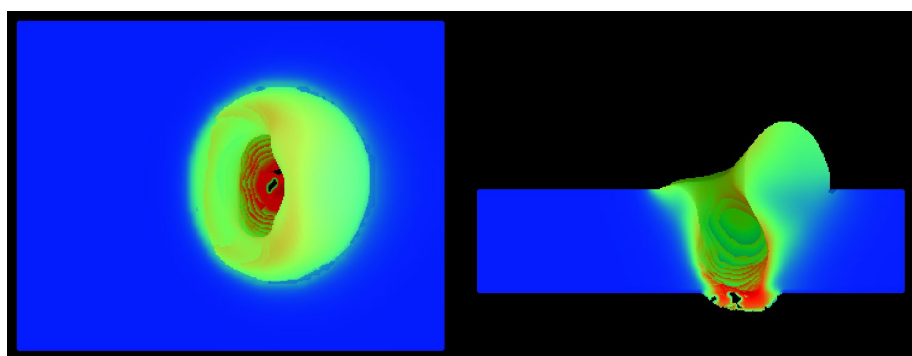
3,8 мс



7,6 мс



11,4 мс



15,2 мс

Рисунок 9 – Реконструированная форма ванны (режим № 2)

Рисунки 6 и 8 отчетливо показывают, что имеет место процесс переотражения электронов в образующемся канале проплавления. На рисунке 10 показаны временные зависимости глубины проплавления для обоих режимов. Данные зависимости получены без сглаживания, а $H_{\max} = 2$ мм – это толщина пластины. В зависимостях $H(t)$ имеется переменная составляющая, обусловленная периодическим частичным перекрытием канала проплавления, что согласуется с общепринятыми данными и результатами экспериментов. Также видно, что в режиме № 2 режим сквозного проплавления наступает быстрее, поскольку плотность теплового потока в этом режиме выше. Данные результаты показывают, что разработанная модель может быть верифицирована и использована для исследования процессов электронно-лучевой сварки, плавки и аддитивного формообразования изделий, основанных на применении порошковых и проволочных материалов с учетом обратного рассеяния электронов и их переотражения в канале проплавления.

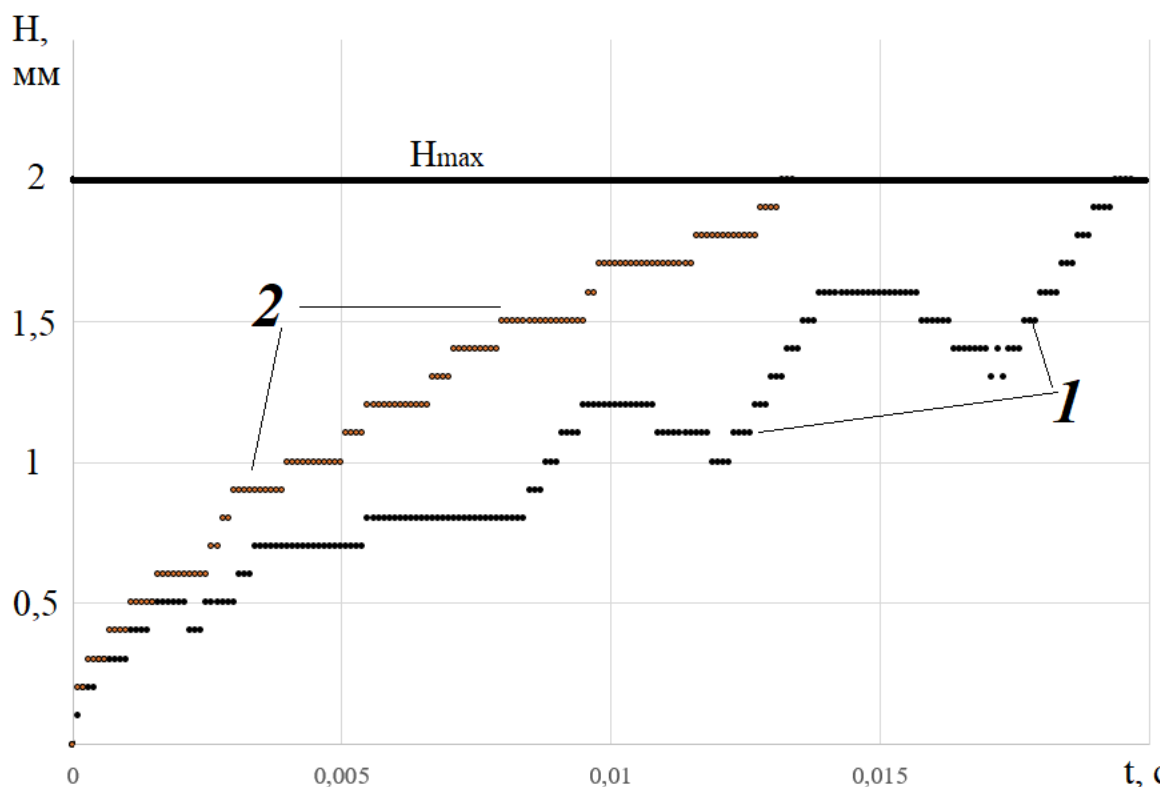


Рисунок 10 – Зависимость максимальной глубины проплавления от времени для режима № 1 (зависимость 1) и режима № 2 (зависимость 2)

Заключение

1. Создана комплексная математическая модель формирования парогазового канала при электронно-лучевой сварке, основанная на численном решении уравнений Навье-Стокса для вязкой несжимаемой жидкости, алгоритме «предиктор-корректор» для расчета поля давления, удовлетворяющего условию несжимаемости, методе объема жидкости для

изучения поведения свободной поверхности расплава, а также методе Монте-Карло изучения процессов отражения и переотражения электронов, позволяющая учитывать изменение коэффициента поглощения электронов при формировании парогазового канала и других процессов на свободной поверхности расплава

2. Для эффективного решения задачи восстановления формы парогазового канала и распределения температуры по его поверхности модель дополнена алгоритмом, использующим получение непрерывного распределения весовой функции в пределах размера одного контрольного объема вблизи свободной границы, необходимого для расчета геометрического места точек линий уровня свободной поверхности парогазового канала, что позволяет производить реконструкцию свободной поверхности жидкой ванны в различные моменты времени.

3. Анализ результатов вычислительных экспериментов показал, что при непрерывном воздействии пучка электронов происходит периодическое колебание ширины и глубины канала, связанное с его «перекрытием» металлом, аккумулируемым в хвостовой части ванны, что согласуется с общеизвестными результатами экспериментов.

4. Показана актуальность применения модели для определения энергетической эффективности процессов электронно-лучевой обработки (сварки, плавки, перфорации, аддитивного формообразования).

Благодарности

Исследование выполнено в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FSWF – 2020-0023)

Литература

1. B. Dikshit, G. R. Zende, M. S. Bhatia, B. M. Suri. Convection in molten pool created by a concentrated energy flux on a solid metal target / *Physics of Fluids* – 2009. – vol. 21, 084105, DOI: 10.1063/1.3210763

2. Ziyong Yang, Jingshan He. Numerical investigation on fluid transport phenomena in electron beam welding of aluminum alloy: Effect of the focus position and incident beam angle on the molten pool behavior // *International Journal of Thermal Sciences*, Volume 164, June 2021, 106914, DOI: 10.1016/j.ijthermalsci.2021.106914

3. Olshanskaya, T.; Belenkiy, V.; Fedoseeva, E.; Koleva, E.; Trushnikov, D. Application of Dynamic Beam Positioning for Creating Specified Structures and Properties of Welded Joints in Electron-Beam Welding. *Materials* 2020, 13, 2233, DOI: 10.3390/ma13102233

4. F. Pixner, R. Buzolin, S. Schönfelder, D. Theuermann, F. Warchomicka, N. Enzinger. Contactless temperature measurement in wire-based electron beam additive manufacturing Ti-6Al-4V / *Welding in the World*. – 2021. Vol. 3 (March 2021), DOI: 10.1007/s40194-021-01097-0

5. Taminger K. M., Domack C. S., Zalameda J. N., Taminger B. L., Hafley R. A., Burke E R. In-process thermal imaging of the electron-beam freeform fabrication process. *Proceedings of SPIE 9861, Thermosense: Thermal Infrared Applications XXXVIII*, 986102, Baltimore, Maryland, USA, 2016, DOI: 10.1117/12.2222439

6. A. Zakirov, S. Belousov, M. Bogdanova, B. Korneev, A. Stepanov, A. Perepelkina, V. Levchenko, A. Meshkov, B. Potapkin. Predictive modeling of laser and electron beam powder bed

fusion additive manufacturing of metals at the mesoscale // Additive Manufacturing, Volume 35, October 2020, 101236, DOI: 10.1016/j.addma.2020.101236

7. Renzhi Hu, Manlelan Luo, Tongtong Liu, L. Liang, Anguo Huang, Dmitry Trushnikov, K.P. Karunakaran & Shengyong Pang (2019): Thermal fluid dynamics of liquid bridge transfer in laser wire deposition 3D printing // Science and Technology of Welding and Joining, Volume 24, 2019, Issue 5, pp. 401–411. DOI: 10.1080/13621718.2019.1591039

8. Patankar S. V. Numerical heat transfer and fluid flow. Hemisphere series in computational methods in mechanics and thermal sciences, CRC Press, Boca Raton, Florida, 1980.

9. Ferziger J. H., Peric M. 2001 Computational methods for fluid dynamics (New-York: Springer-Verlag).

10. Tannahill J. C. 1997 Computational fluid mechanics and heat transfer (London: Taylor & Francis).

11. Svenungsson J., Choquet I., Kaplan A. F. 2015 Laser Welding process – a review of keyhole welding modeling Proceedings of the 15th Nordic Laser Material Processing Conference (Physics Procedia, 78), Lappeentranta, Finland, 182 – 191.

12. Volkov K N 2005 Realizatsya shemy rashchepleniya na raznesennoy setke dlya rashcheta nestatsionarnykh techeniy vyazkoy neshhimaemoy zhidkosti Vichyslitelnye metody i programmirovaniye Volume 6 269-282

13. Hirt C W, Nichols B D 1981 Volume of fluid (VOF) method for the dynamics of free boundaries Journal of Computational Physics Volume 39, Issue 1 201-225

14. Noh W F, Woodward P 1976 SLIC (Simple Line Interface Calculation) Proceedings of 5th International Conference on Fluid Dynamics (Lecture Notes in Physics, 59) ed. By van de Vooren A I, Zandbergen P J, 330-340

15. Svenungsson J, Choquet I, Kaplan A F. 2015 Laser Welding process – a review of keyhole welding modeling Proceedings of the 15th Nordic Laser Material Processing Conference (Physics Procedia, 78), Lappeentranta, Finland, 182 – 191

16. Chouhan A, Aggarwal A, Kumar A 2018 Model Development in OpenFOAM for Laser Metal Deposition-based Additive Manufacturing Process Transactions of the Indian Institute of Metals Volume 71, Issue 11 2833-2838

17. Brackbill J U, Kothe D B, Zemach C 1992 A continuum method for modeling surface tension Journal of Computational Physics Volume 100, Issue 2 335-354

18. Kim C S 1975 Thermophysical Properties of Stainless Steels. Argonne National Laboratory, 1975

19. Wentao Yan, Jacob Smith, Wenjun Ge, Feng Lin, Wing Kam Liu. Multiscale modeling of electron beam and substrate interaction: a new heat source model // Computational Mechanics. – 2015. Vol. 56, pp. 265–276. DOI 10.1007/s00466-015-1170-1

20. Trong-Nhan Le, Yu-Lung Lo, Hong-Chuong Tran. Multi-scale modeling of selective electron beam melting of Ti6Al4V titanium alloy. Int J Adv Manuf Technol 105, 545–563 (2019). DOI: 10.1007/s00170-019-04188-x

21. Joy D C Monte Carlo 1995 Modeling for Electron Microscopy and Microanalysis / Oxford Series in Optical and Imaging Sciences.

22. Боярко Е.Ю., Крючков Ю.Ю., Чернов И. П. Методы ядерного анализа конденсированных сред. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2008. – 303 с.

23. Кашковский В.В. Специальный физический практикум. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. – 404 с.

24. Alexander Klassen. Simulation of evaporation phenomena in selective electron beam melting / Dr. Eng. Thesis / FAU University, Erlangen, 2018.

25. Myklebust R L, Newbury D E, Yakowitz H 1976 The NBS Monte Carlo program, in Use of Monte Carlo Calculations in Electron Probe Microanalysis and Scanning Electron Microscopy edited by K F Heinrich et al (NBS Special Publication 460), 105-125.

Моделирование формы сварного шва по тепловым процессам при электронно-лучевой сварке

С.О. Курашкин, Ю.Н. Серегин, В.С. Тынченко, А.В. Мурыгин

Сибирский государственный университет науки и технологии имени академика М.Ф. Решетнева, Красноярск, Россия

Аннотация. Настоящее исследование посвящено проблеме подбора эффективных значений параметров технологического процесса электронно-лучевой сварки. В работе предлагается математическая модель, позволяющая оценить качество рассматриваемого технологического процесса. Для проверки эффективности разработанного подхода проведена серия численных экспериментов, в рамках которых получены оптимальные значения мощности электронного луча и скорости сварки, с применением которых моделируется форма сварного. Полученная форма сварного шва позволяет определить степень соответствия установленным технологическим процессом требованиям. Формы сварных швов на опытные образцы изделий из титанового сплава VT14 имеют высокую степень совпадения с результатами, полученными в ходе моделирования.

Ключевые слова: скорость сварки, фокусное расстояние электронного пучка, стандартное отклонение температуры нагрева.

Abstract. This study is devoted to the problem of selecting the effective parameters' values of the electron beam welding technological process. The paper proposes a mathematical model to assess the quality of the technological process under consideration. To check the effectiveness of the developed approach, a series of numerical experiments was carried out in the framework of which the optimal values of the electron beam power and welding speed were obtained, with the use of which the shape of the welded one was simulated. The resulting shape of the weld allows you to determine the degree of compliance with the established technological process requirements. The shapes of welds on prototypes of VT14 titanium alloy products have a high degree of coincidence with the results obtained in the course of modeling.

Keywords: welding speed, beam's focal spot, standard deviation of temperature.

Введение

В процессе изготовления конструкций с применением электронно-лучевой сварки особое значение имеет выбор параметров технологического процесса, обеспечивающих требуемые характеристики сварного шва [1-3]. Для изделий с малой глубиной проплавления необходимо подобрать такие ток сварки, фокусное расстояние и скорость сварки, при которых обеспечивалась минимальная деформация корпусов свариваемых деталей [4]. Вместе с этим необходимо выполнять следующие условия: для глубины сварного шва 0,1-0,2 см отношение глубины проплавления к ширине шва больше либо равно единице. Ширина и глубина сварного шва являются важными характеристиками,

особенно для швов с малой глубиной проплавления. Зачастую продолжительность процесса сварки измеряется секундами, поэтому экспериментально отработать требуемый режим на образцах-аналогах в производственных условиях представляет довольно трудоемкую операцию [5-7]. В настоящее время выбор этих параметров осуществляется из имеющихся в наличии режимов, или по рекомендации литературных источников [8-10].

Вычисления параметров технологического режима электронно-лучевой сварки выполнены авторами с применением моделей мгновенных источников, взятых из теории теплового процесса [3, 11]. Моделированию подвергалась область нагрева, ограниченная температурой, которой соответствуют числовые значения теплофизических коэффициентов сплава. Так для титанового сплава ВТ-14 коэффициент теплопроводности $\lambda = 0,182 \frac{\text{Вт}}{\text{см}\cdot\text{К}}$, и объемная теплоемкость $c\rho = 4,4685 \frac{\text{Дж}}{\text{см}^3\cdot\text{К}}$ получены при температуре 600°C.

Процесс нагрева металла при сварке является нестационарным, поэтому вычисления выполняются при фиксированных значениях времени интегрирования (t) и нагреваемого объема материала (V).

Моделирование проводили в два этапа. На первом этапе выбирали несколько режимов сварки, формы зон нагрева на поперечном сечении у которых совпадали. Выбор режимов сварки выполнялся в окрестностях технологического режима. Это выполнялось с целью поиска направления изменений в технологии для повышения качества сварного шва. На втором этапе проводили анализ выбранных режимов сварки с применением функционала, разработанного авторами:

$$J = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (T_{hi} - \bar{T}_H)^2} \Bigg|_{\substack{t=\text{const} \\ V=\text{const} \\ T=\text{const}}} \quad (1)$$

где $T_{hi} = \frac{T_\Sigma}{T_{max}}$; $T_{max} = \max T_\Sigma$.

В основу вычисления функционала положена классическая теория, развитая Н.Н. Рыкалиным в середине XX в., пригодная для анализа температурных полей в телах при их нагреве различными источниками теплоты. При выводе выражений, описывающих температурные поля подвижных источников, используем принцип наложения [3, 12].

$$T_\Sigma = T_1 + T_2 \quad (2)$$

Представление источника нагрева в виде двух мгновенных движущихся источников: точечного (T_{1i}) и линейного (T_{2i}), вызвано необходимостью учета влияния на тепловое поле толщины изделия [1].

$$T_1 = T_H + \frac{Q}{c\rho\sqrt{(4\pi a)^3}} e^{-\frac{vx}{2a}} \int_0^t \exp\left(-\frac{v^2\tau}{4a} - \frac{R^2}{4a\tau}\right) \frac{d\tau}{\tau^{3/2}} \quad (3)$$

$$T_2 = T_H + \frac{Q}{4\pi\lambda\delta} e^{-\frac{vx}{2a}} \int_0^t \exp\left(-\frac{v^2\tau}{4a} - \frac{2\lambda\tau}{c\rho\delta} - \frac{(x^2+y^2)}{4a\tau}\right) \frac{d\tau}{\tau} \quad (4)$$

Для определения скорости сварки, времени интегрирования и границ объёма нагрева используется критерий оптимальности, в качестве которого принят минимум функционала (1):

$$\begin{aligned} t &= F_t \rightarrow \min, \\ V &= F_V \rightarrow \min, \\ v &= F_v \rightarrow \min. \end{aligned} \quad (5)$$

Функции F_v, F_t, F_V сформированы из значений функционала (1) при вариации соответствующих величин:

$$\begin{aligned} F_t &= \frac{\text{var}(t_{\min} \div t_{\max})}{J} \\ F_V &= \frac{\text{var}(T_{\min} \div T_{\max})}{J} \\ F_v &= \frac{\text{var}(v_{\min} \div v_{\max})}{J} \end{aligned} \quad (6)$$

Окончательные значения вычисляемых параметров (5) определяются в точках, где выполняется следующее условие:

$$\left. \begin{aligned} \frac{dJ}{dt} &= 0 \\ \frac{dJ}{dV} &= 0 \\ \frac{dJ}{dT} &= 0 \\ \frac{dJ}{dv} &= 0 \\ \frac{dJ}{dQ} &= 0 \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

Критерием оптимальности не случайно выбран минимум функционала при вариации того параметра, для которого осуществляется поиск решения. Предлагаемый критерий привлекателен тем, что его характер имеет физическую смысловую направленность, вместе с этим критерий имеет экстремумы при характерных значениях варьируемых параметров.

С физической точки зрения минимум предлагаемого функционала пропорционален минимальному рассеянию температуры нагрева металла. Если ввести объемные ограничения на эту функцию, то можно предположить следующее: в случае равномерного нагрева материала, т.е. минимальном рассеянии температуры в рассматриваемом объеме, вероятность равномерного расплавления металла будет наивысшей. Что повлечет за собой формирование шва наилучшими качественными показателями. Введение нормированных показателей повышает чувствительность критерия, что особенно важно для температур, не превышающих температур фазовых переходов свариваемых материалов.

По результатам исследований поведения функционала для различных материалов и их толщин, авторами был сформирован алгоритм вычислений параметров технологического процесса, рекомендуемых в дальнейшем для отработки технологии электронно-лучевой сварки.

На первом этапе выполняем моделирование формы поперечного сечения зоны нагрева, ограниченной температурой 600°C , используем при этом комбинированный источник нагрева (2) для применяемых на производстве технологических режимах (ток сварки, скорость сварки). При этом подбираем время интегрирования таким, чтобы форма зоны нагрева поместилась в размер расчетной глубины $0,12\text{ см}$ (рис.1).

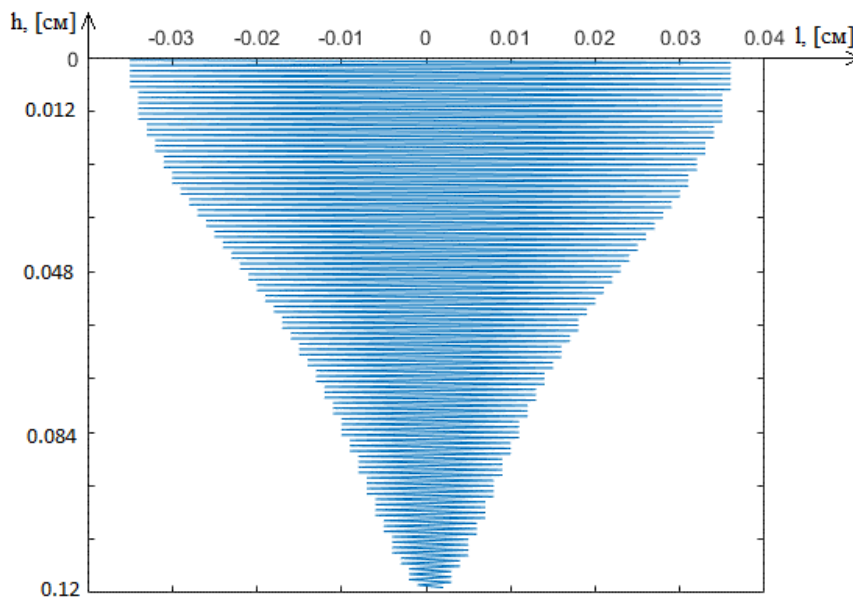


Рисунок 1 – Модель формы сечения зоны нагрева для VT14 при температуре 600°C , где h – глубина сварного шва; l – ширина сварного шва

Варьируя параметрами тока сварки и скорости сварки в окрестности принятого технологического режима, выбираем такие их числовые значения, при которых форма поперечного сечения зоны нагрева существенно не изменится.

В случае получения нескольких вариантов режимов сварки их результаты могут сравниваться по критерию (7), при этом наилучшим режимом считается тот, который имеет наименьшее значения функционала качества. Наиболее предпочтительней будет тот режим, минимум функционала у которого будет наименьший.

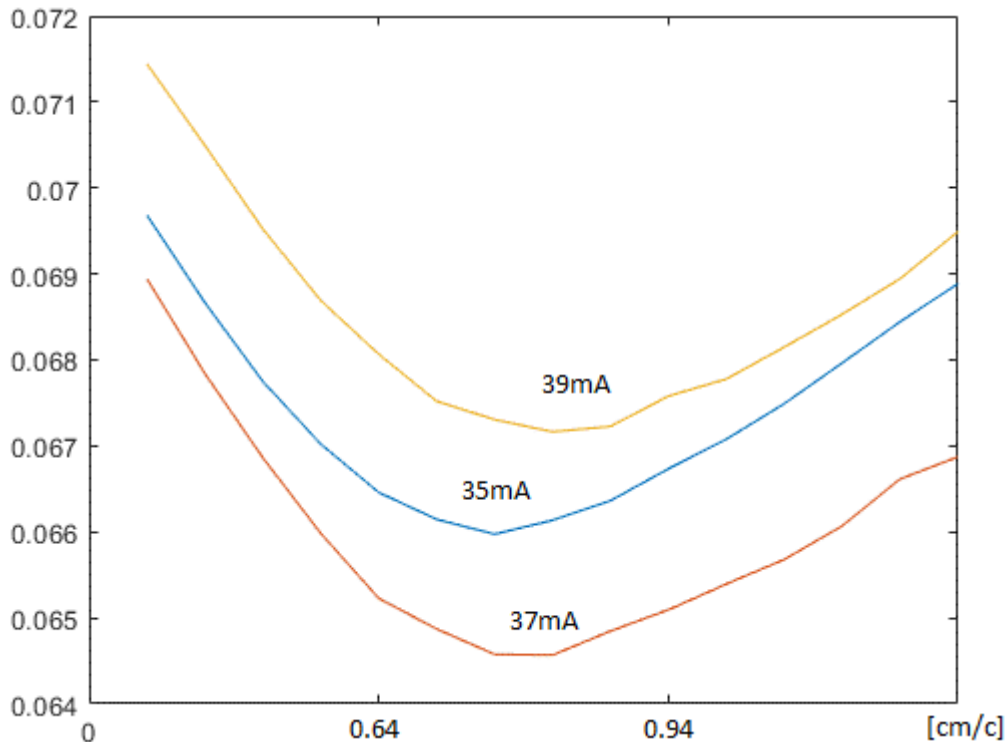


Рисунок 2 – График зависимости функционала F_v от скорости сварки v [см/с] для токов сварки 35 мА, 37 мА, 39 мА

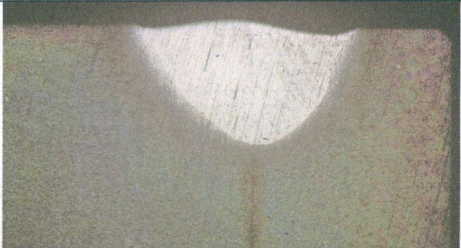

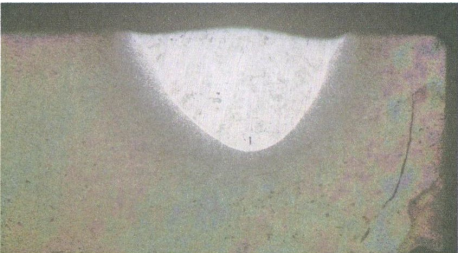
Результаты моделирования нагрева сплава ВТ14 для глубины 0,12 см (рис. 2) показали, что изменения таких параметров сварки как скорость и ток сварки не могут привести к улучшению качественных показателей сварного шва. В таблице 1 представлено фото макрошлифа сварного шва, полученного опытным путем на режимах, выполненных по используемой технологии.

Исследования макрошлифов и результатов моделирования форм поперечного сечения зон нагрева выявили в них сходства. Что послужило сделать предположение о их взаимной связи.

Экспериментальные данные подтверждают возможность выбора режима сварки по выбранной форме на модели зоны нагрева для получения ожидаемых размеров шва.

Таким образом, можно сделать предположение, что выбор скорости сварки для изделий других толщин или в случае сложных конфигураций стыковых соединений можно проводить расчетным способом, указанным в настоящей работе. Применение теории теплового поля и критерия минимума предлагаемого авторами функционала, позволяет вычислить не только скорость сварки и оптимизировать мощность электронного пучка, но и подобрать эти параметры согласно ожидаемой ширине сварного шва для изделий из различных материалов и их комбинаций (биметаллов), а в процессе самой сварки при необходимости проводить только корректировку этого параметра.

Таблица 1 – Макрошлиф сварного шва

№ шлифа	Глубина провара, мм	Ширина шва, мм	Фотография
1	1,36	2,48	
2	1,40	2,48	
3	1,36	2,48	

Авторами предложен также способ моделирования влияния на тепловой процесс положения фокальной плоскости электронного пучка относительно поверхности нагреваемого материала. Влияние фокуса электронного пучка на тепловой процесс нагрева можно смоделировать, если в выбранном совмещенном источнике энергии перемещать мгновенный точечный источник T_1 вдоль линейного источника T_2 по всей глубине металла z_f . В этом случае к (5) добавится уравнение для фокуса:

$$f = F_z \rightarrow \min_J, \quad (8)$$

для которого необходимо аналогично (6) построить функцию:

$$F_z = \frac{\text{var}(z_{\min} \div z_{\max})}{J}. \quad (9)$$

Координаты экстремальной точки будут определять положение фокуса относительно поверхности свариваемой детали.

В рассматриваемом случае при толщине детали 0,12 см минимальное значение функционала (максимальная наполненность полезного периметра швом) указывает на практическое совпадение фокального пятна электронного пучка с поверхностью детали.

Расчеты показали, что при изменении тока и скорости сварки на детали с одинаковой толщиной положение фокального не изменяется.

При моделировании теплового процесса нагрева в расчетах использовались характеристики и результаты испытаний образцов, полученные на электронно-лучевом оборудовании А306.13 с ускоряющим напряжением 20 кВ.

Результаты выполненных расчетов и экспериментальных исследований сформировали идею о возможности применения вышеизложенного метода для оптимизации вычислительным способом не только скорости сварки и фокусировки электронного пучка, но и других параметров, минимизируя при этом затраты по отработке процесса электронно-лучевой сварки. Ранее на конференции [5] публиковались материалы по исследованию траекторий сканирования и оптимизации их амплитуды с использованием функции нормированного стандартного отклонения. В итоге результаты проведенных исследований показали, что качество сварного шва можно улучшать как за счет разработки новых форм сканирования, так и за счет усовершенствования используемой посредством перераспределения энергии в ней.

Благодарности

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ, Правительства Красноярского края и Краевого фонда науки в рамках научного проекта № 20-48-242917 «Модели и методы управления процессом электронно-лучевой сварки тонкостенных конструкций».

Выводы

1. Предлагаемый метод вычисления тока и скорости сварки и фокусного расстояния электронного пучка относительно поверхности

свариваемого изделия применим для разработки технологии сварки новых конструкций изделий из различных материалов.

2. Численное моделирование тепловых процессов для определения параметров ЭЛС позволит существенно сократить затраты на отработку технологий для конструкций из новых материалов.

Литература

1. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник / Н. Н. Рыкалин [и др.]. – М.: Машиностроение, 1985. – 496с., ил.
2. Вентцель Е.С. Исследование операций: задачи, принципы, методология. – М.: Наука, 1988. – 206 с.
3. Коновалов А.В. Теория сварочных процессов //М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2007. – 752 с.
4. Серегин Ю.Н. Экспериментальные исследования по оптимизации технологии электронно-лучевой сварки алюминиевых сплавов / В. Д. Лаптенок, Н.В. Успенский, В.П. Ниткин //Материалы Первой Санкт-Петербургской международной научно-технической конференции «Технология и оборудование электронно-лучевой сварки». – 2011. СПб ООО «Агентство Винт-Принт». 2011. С. 71-80.
5. Серегин Ю.Н. Программное распределение энергии электронного пучка по пятну нагрева при ЭЛС / В.Д. Лаптенок, А.В. Мурыгин // Материалы Третьей Санкт-Петербургской международной научно-технической конференции «Технология и оборудование электронно-лучевой сварки». – 2014.. СПб Издательство Политехнического университета. 2014. С. 39-45.
6. Kurashkin S.O. The model of energy distribution during electron beam input in welding process / V.S. Tynchenko, Y.N. Seregin, A.V. Murygin, V.V. Kukartsev, V.V. Tynchenko //Journal of Physics: Conference Series. – 2020. – Vol. 1679, No. 4. P.042036.
7. Kurashkin S.O. Mathematical functional for thermal distribution calculating during the electron-beam welding process / Y.N. Seregin, V.S. Tynchenko, V.E. Petrenko, A.V. Murygin //Journal of Physics: Conference Series. – 2020 – Vol. 1515, No. 5. P.052049.
8. Саломатова Е. С., Трушников Д. Н., Цаплин А. И. Моделирование процессов испарения при электронно-лучевой сварке с динамическим позиционированием электронного пучка //Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2015. – N. 6-2. С.124-133.
9. Węglowski M. S., Włacha S., Phillips A. Electron beam welding–Techniques and trends–Review //Vacuum. – 2016. – Vol. 130, No. 1.P.72-92.
10. Trushnikov, D. N. Secondary-Emission signal for weld formation monitoring and control in electron beam welding (EBW)/ V. Y. Belenki'y, G. M. Mladenov, N. S. Portnov //Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. – 2012. – Vol. 43, No. 10. P.892-897.
11. Ольшанская Т. В., Федосеева Е. М., Колева Е. Г. Построение тепловых моделей при электронно-лучевой сварке методом функций Грина //Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2017. – Т. 19. – N. 3. С.49-74.
12. Трушников Д. Н., Беленький В. Я. Исследование формирования сигнала вторичного тока в плазме при электронно-лучевой сварке с осциллирующей электронного пучка //Сварочное производство. – 2012. – № 11. С. 9-13.

A meshfree method for analysis of thermo-elastic problems with moving heat sources in welding

Felix R. Saucedo-Zendejo¹, Ana C. Cortes-Vargas²

¹ Centro de Investigación en Matemáticas Aplicadas, Universidad Autónoma de Coahuila, Edificio S, Unidad Camporredondo S/N, C.P. 25020, Saltillo, Coahuila, México

² Facultad de Ciencias Físico Matemáticas, Universidad Autónoma de Coahuila, Edificio S, Unidad Camporredondo S/N, C.P. 25020, Saltillo, Coahuila, México

E-mail: fesaucedoz@uadec.edu.mx, cecilia.cortes@uadec.edu.mx

Abstract. This manuscript presents the development and application of a meshfree procedure based on the finite pointset methods for thermo-elastic problems with moving heat sources, which are present in welding processes. The meshfree nature of this formulation gives the advantage of dealing with geometrical distortions and even fragmentations without the need of using computationally expensive remeshing approaches, with a very simple implementation. A description of the implementation of this method and also the solutions of some numerical examples are presented in order to show the potential of this formulation for dealing with thermoelasticity problems with moving heat sources and to introduce promising future fields of application.

Introduction

Different manufacturing and industrial processes as welding, metal cutting and grinding involve the movement of heat sources, which may cause several difficulties in the end products such as cracks due to thermal loads, micro-structures formation, residual stresses or hardness. In order to prevent these kind of problems during the materials processing, it is needed to know and control the temperature profiles since it is a key task to assure the quality in the finished products [1]. In welding, for example, the temperature distribution has a direct impact in the distortion and fatigue of the welded parts. This framework demands resorting to numerical modelling tools, in order to achieve an appropriate performance in the manufacturing processes at the best possible cost. This is particularly severe when dealing with industrial case studies, which usually involve complex geometries and demanding conditions [2].

The Finite Element Method (FEM) is a universally accepted numerical technique for solving the PDEs in different problems, and that is why during the last three decads numerical simulation tools in this field have used FEM and other mesh-based methods such as the Finite Difference Method (FDM). In order to get results with good accuracy in moving heat source problems, adaptive refinement strategies are commonly used around the position of the heat source. However, the lack of robust and efficient mesh generators for three-dimensional problems makes the numerical solution in these cases a very

complex task. Furthermore, mesh based methods are not suitable for problems associated with very large mesh distortions or problems requiring constant remeshing during the solution process, since it implies a high computational cost. Therefore, mesh-free methods have recently been proposed and developed as alternative to overcome part of the difficulties arising when mesh-based methods are used [3].

In general, meshfree methods use a set of points to discretize the problem domain as well as its boundaries. Such points could be numerical interpolation points or mass particles, and most of them do not need some information about the connectivity between the points, thus they do not form a traditional mesh. Consequently, any problem directly emerged from the use of computational meshes could be avoided with this family of methods [4].

Different works have been carried out to numerically model thermomechanical phenomena with meshfree methods. For example, the element-free Galerkin method (EFG) has been used in order to analyze plates under thermal and mechanical loads [5], to model the crack interactions under mechanical and thermal loads [6] and for the thermomechanical flow of friction stir welding processes [7]. The local Petrov-Galerkin method has been applied to study heat conduction with residual stress due to welding and thermomechanical shock fracture [8, 9] whilst the Radial Point Interpolation Method (RPIM) has been used in thermoelastic problems with moving heat sources and thermomechanical crack growths [10, 11]. Finally, the particle finite element method (PFEM) has been applied in thermomechanical problems such as chip formation and metal cutting problem [12, 13]. Nonetheless, despite the good stability and accuracy observed in these methods, their weak form makes them computationally expensive due to the mandatory use of background meshes. Therefore, strong-form meshfree methods are attractive alternatives.

Strong-form mesh-free methods that have been used successfully for these kinds of problems include the Local Radial Basis Function Collocation Method (LRBFCM) which has been applied to analyse thermomechanical problems in transient coupled thermoelasticity and Hot Rolling [14, 15], as well as the Smoothed Particle Hydrodynamics (SPH) which has been used for the modelling of metal forging and thermomechanical processes in break systems [16, 17].

A truly strong-form meshfree method is the Finite Pointset Method (FPM) which was proposed by J. Kuhnert [18] to solve some of the problems in other meshless formulations as inconsistencies and tensile instabilities, as the ones observed in the SPH method [18]. This method has proven to be far superior to some other meshless methods and traditional meshbased methods in many computational mechanics and engineering fields, such as flows on manifolds [19], fluid structure interactions [20], radiative heat transfer [21], fluid flow coupled with heat transfer considering phase changes [22] and recently, for solving static linear elasticity problems [23] and thermoelastic

processes [24], among others. However, its use in thermo-elastic problems with moving heat sources in welding has not been studied. Therefore, a novel meshfree formulation based on the finite pointset method for thermo-elastic problems with moving heat sources is introduced in this work.

The article is organized as follows. Section 2 introduces the governing equations for static linear thermoelasticity, while the FPM formulation to solve the governing equations is presented in Section 3. Section 4 contains the numerical examples employed to verify the numerical implementation. The paper ends in Section 5, with the main conclusions of this work.

Mathematical model

The mathematical governing equations for static linear thermoelasticity considered in this work are the Navier-Cauchy equations coupled with the transient heat equation which can be written as:

$$(\lambda + \mu)\nabla(\nabla \cdot \mathbf{u}) + \mu\nabla^2 \mathbf{u} - \nabla[\beta(T - T_{ref})] = 0 \quad (1)$$

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(kT) + G \quad (2)$$

For a two-dimensional problem and considering an implicit Euler scheme for the the temporal discretization of the transient heat equation, these equations could be expressed as follows:

$$(\lambda + \mu) \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} \right) + \mu \left(\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 u}{\partial y^2} \right) - \frac{\partial(\beta(T - T_{ref}))}{\partial x} = 0 \quad (3)$$

$$(\lambda + \mu) \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} \right) + \mu \left(\frac{\partial^2 v}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v}{\partial y^2} \right) - \frac{\partial(\beta(T - T_{ref}))}{\partial y} = 0 \quad (4)$$

$$\rho c T^{n+1} - \Delta t \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T^{n+1}}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T^{n+1}}{\partial y} \right) \right] = \rho c T^n + \Delta t G \quad (5)$$

where λ , μ denotes the Lam'e coefficients, ρ is the density, k is the thermal conductivity, c is the specific heat, G is the intensity of the heat source, Δt is the time step, and T^m denotes the temperature at time t^m . The coefficient β is given by $\beta = (3\lambda+2\mu)\gamma$, where γ denotes the linear coefficient of thermal expansion. The considered moving heat source in this work is of Gaussian type and it is defined as follows

$$G = G_0 e^{-r^2/r_0^2} \quad (6)$$

where G_0 , r and r_0 denotes the maximum energy power, the radial distance to the center and the radius of the heat source, respectively.

The boundary conditions considered in this work are essential or Dirichlet denoted as $\mathbf{u} = \mathbf{u}_0$ or some prescribed temperature $T = T_0$ on some portions of

the defined boundary. In a similar manner, traction or natural boundary condition, denoted as $\sigma \mathbf{n} = \mathbf{t}_0$, as well as heat flux denoted by $(k(x)\nabla T) \mathbf{n} = q_0$, prescribed on a given boundary. σ is the stress tensor which could be expressed as

$$\sigma = [\lambda \text{tr}(\varepsilon) - \beta(T - T_{\text{ref}})]I + 2\mu\varepsilon, \quad \varepsilon = \frac{\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^t}{2} \quad (7)$$

where I and ε are the identity and strain tensors, respectively. $\mathbf{t}_0 = (t_{01}, t_{02})^t$ is the traction vector and $\mathbf{n} = (n_1, n_2)^t$ denotes the unit normal vector.

FPM approach for thermo-elastic problems

In this section a short description on FPM discretization for thermo-elastic problems is described. Consider the Taylor expansions for the two approximating solution functions of the coupled system,

$$\begin{aligned} u_i &= u + \sum_{k=1}^2 \frac{\partial u}{\partial x_k} (x_{k,i} - x_k) + \frac{1}{2} \sum_{j,k=1}^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x_k \partial x_j} (x_{k,i} - x_k)(x_{j,i} - x_j) + e_{1,i} \\ v_i &= v + \sum_{k=1}^2 \frac{\partial v}{\partial x_k} (x_{k,i} - x_k) + \frac{1}{2} \sum_{j,k=1}^2 \frac{\partial^2 v}{\partial x_k \partial x_j} (x_{k,i} - x_k)(x_{j,i} - x_j) + e_{2,i} \\ T_i &= T + \sum_{k=1}^2 \frac{\partial T}{\partial x_k} (x_{k,i} - x_k) + \frac{1}{2} \sum_{j,k=1}^2 \frac{\partial^2 T}{\partial x_k \partial x_j} (x_{k,i} - x_k)(x_{j,i} - x_j) + e_{3,i} \end{aligned} \quad (8)$$

where $e_{1,i}$, $e_{2,i}$ and $e_{3,i}$ are the truncation errors of the Taylor series expansion. Together with these equations, (3), (4) and (5) with the corresponding boundary conditions should be also considered. $\mathbf{u} = \mathbf{u}_0 = (u_0, v_0)$ or $T = T_0$ in case of Dirichlet boundary conditions for displacement and temperature, or Neumann boundary conditions which is the most involved case explained next. If $\mathbf{x} \in \Gamma_n$ a linear system of $m + 6$ equations is obtained which in terms of the truncation error can be written as,

$$\mathbf{e} = \tilde{M} \mathbf{a} - \mathbf{b}$$

where

$$\tilde{M} = \begin{pmatrix} M & \mathbf{0} & \mathbf{0} \\ \mathbf{0} & M & \mathbf{0} \\ \mathbf{0} & \mathbf{0} & M \\ J_1 & J_2 & J_3 \end{pmatrix}$$

$$\mathbf{e} = (e_{1,1}, \dots, e_{1,m}, e_{2,1}, \dots, e_{2,m}, e_{3,1}, \dots, e_{3,m}, 0, 0, 0, 0, 0, 0)^t$$

$$\mathbf{b} = (u_1, \dots, u_m, v_1, \dots, v_m, T_1, \dots, T_m, 0, 0, \rho c T^n + \Delta t G, t_{0,1} - \beta n_1 T_{\text{ref}}, t_{0,2} - \beta n_2 T_{\text{ref}}, q_0)^t$$

$$\mathbf{a} = (\mathbf{a}_u, \mathbf{a}_v, \mathbf{a}_T)^t$$

M is of the same form as in the original FPM discretization for elliptic PDEs. Moreover, matrices J_1 , J_2 and J_3 are defined as follows,

$$J_1 = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 2\mu + \lambda & 0 & \mu \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \lambda + \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & (2\mu + \lambda)n_1 & \mu n_2 & 0 & 0 & \mu \\ 0 & \lambda n_2 & \mu n_1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix},$$

$$J_2 = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & \lambda + \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 2\mu + \lambda \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \mu n_2 & \lambda n_1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \mu n_1 & (2\mu + \lambda)n_2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

and

$$J_3 = \begin{pmatrix} 0 & -\beta & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -\beta & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & k & 0 & k \\ -\beta n_1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ -\beta n_2 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \rho c & -n_1 k \Delta t & -n_2 k \Delta t & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

Then, the corresponding solution for the linear system can be written as

$$\mathbf{a} = (\tilde{M}^t W \tilde{M})^{-1} (\tilde{M}^t W) \mathbf{b}$$

Therefore, for the computation of the displacements and temperature fields, only the first, seventh and thirteenth components in \mathbf{a} are really needed. Consequently, if

$$\mathbf{q}_i = (q_{i,1}, q_{i,2}, \dots, q_{i,18})^t$$

is the i – th row in $(\tilde{M}^t W \tilde{M})^{-1}$, equation (8) could be worked out to form the following linear system for the elements of the displacement vector \mathbf{u} and T ,

$$\begin{aligned}
u_j - \sum_{i=1}^{m_j} w & \left[(q_{k,1} + h_{1,i}q_{k,2} + h_{2,i}q_{k,3} + \frac{1}{2}h_{1,i}^2q_{k,4} + h_{1,i}h_{2,i}q_{k,5} + \frac{1}{2}h_{2,i}^2q_{k,6})u_i \right. \\
& + (q_{k,7} + h_{1,i}q_{k,8} + h_{2,i}q_{k,9} + \frac{1}{2}h_{1,i}^2q_{k,10} + h_{1,i}h_{2,i}q_{k,11} + \frac{1}{2}h_{2,i}^2q_{k,12})v_i \\
& \left. + (q_{k,13} + h_{1,i}q_{k,14} + h_{2,i}q_{k,15} + \frac{1}{2}h_{1,i}^2q_{k,16} + h_{1,i}h_{2,i}q_{k,17} + \frac{1}{2}h_{2,i}^2q_{k,18})T_i \right] \\
= & [(2\mu + \lambda)n_1q_{k,2} + \mu n_2(q_{k,3} + q_{k,8}) + \lambda n_1q_{k,9} - \beta n_1q_{k,13}](t_{0,1} - \beta n_1T_{\text{ref}}) \\
& + [\lambda n_2q_{k,2} + \mu n_1(q_{k,3} + q_{k,8}) + (2\mu + \lambda)n_2q_{k,9} - \beta n_2q_{k,13}](t_{0,2} - \beta n_1T_{\text{ref}}) \\
& + [n_1q_{k,14} + n_2q_{k,15}]q_0 + [\rho c q_{k,13} - n_1k\Delta t q_{k,16} - n_2k\Delta t q_{k,18}](\rho c T^n + \Delta t G) \quad (9)
\end{aligned}$$

for the component u . A similar equation could be obtained for the component v and T on the j -th point. This is valid for all $u_j, v_j, T_j \in \Gamma_n$ where $k = 1, 7, 13$. Furthermore, a similar linear system is obtained for internal domain points where in such case the last three rows in M and elements in \mathbf{b} must be deleted. Finally, using this last formulation for the displacement and temperature fields, a coupled sparse linear system, $K\tilde{\Psi} = \mathbf{f}$, is obtained which is numerically solved with iterative methods.

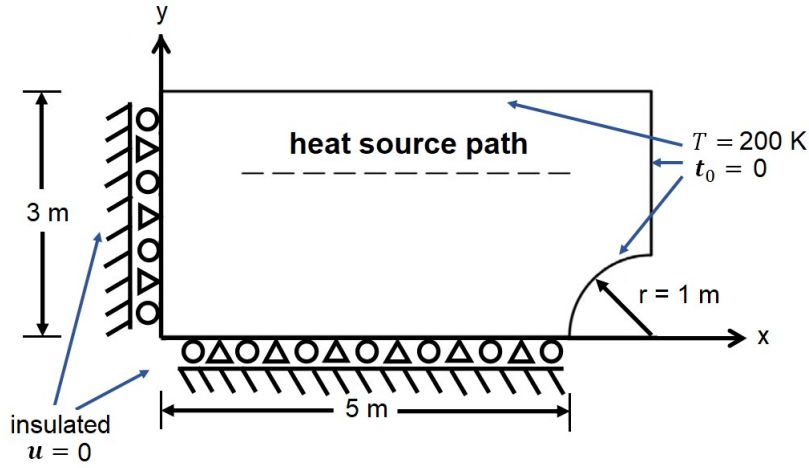


Figure 1 – Problem configuration

Assessment Case Studies

In order to test the numerical performance of this FPM formulation, two case studies are considered in this section.

4.1. Heat source moving along a straight line

The first benchmark problem considered here corresponds to a heat source moving along a straight line according to with the kinematic relation $\mathbf{x}(t) = [4t/5000 + 1, 2]^t$ for $0 \leq t \leq 5000$. The problem configuration is shown in Figure 1.

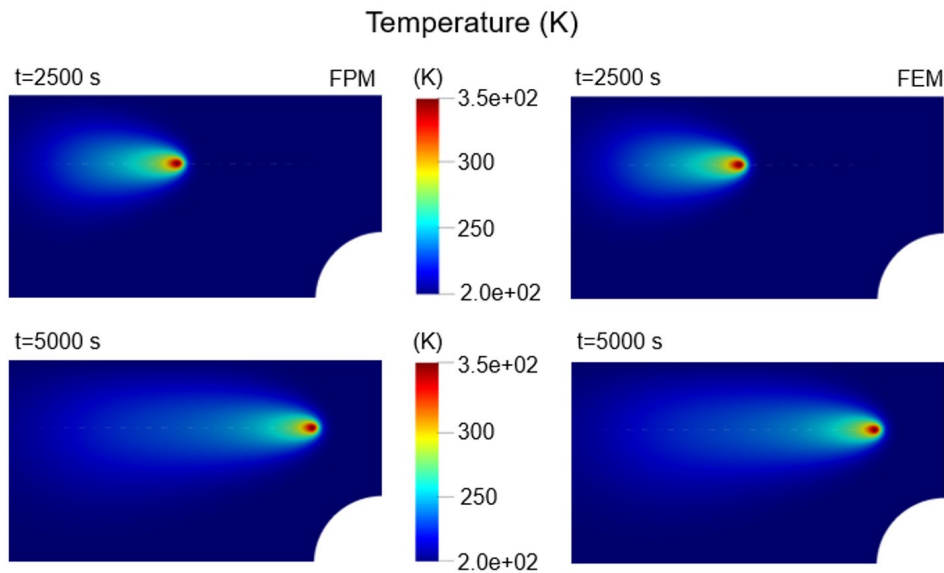


Figure 2 – Temperature profiles

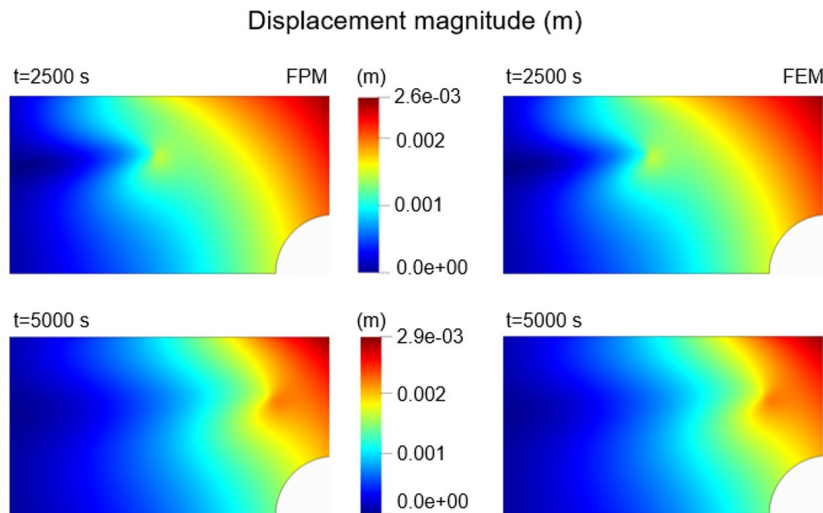


Figure 3 – Displacement magnitude contours

The material employed in this example corresponds to an aluminum alloy A356.0-T6 with density $\rho = 2670 \text{ kg/m}^3$, thermal conductivity $k = 151 \text{ W/mK}$, specific heat $c = 963 \text{ J/kgK}$, linear coefficient of thermal expansion $\gamma = 21.4 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$, Young's modulus, and Poisson's ratio $E = 72.4 \text{ GPa}$ and $\nu = 0.33$, respectively. The problem domain was discretized with approximately 9500 points with a mean spacing distance of 0.006 m and the time step was chosen as $\Delta t = 10 \text{ s}$. The intensity of the heat source was considered as $G_0 = 10\,000\,000 \text{ W}$, with a radius $r_0 = 0.05 \text{ m}$, and the initial temperature was taken as $T = 200 \text{ K}$.

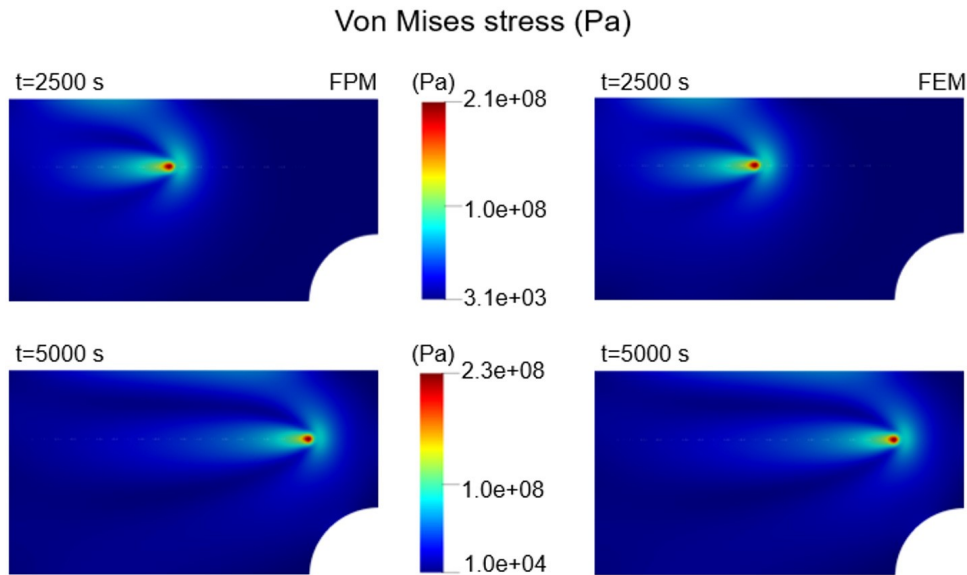


Figure 4 – von Mises stress contours.

Aiming at validating the FPM for this kind of problems, the results obtained with it were compared with similar ones provided by FEM. A comparison of the temperature, displacement magnitude and von Mises stress fields are given in Figures 2, 3 and 4 at two different times. As can be seen these figures, both methods predicted all the involved fields, with a very well correlated values along the domain.

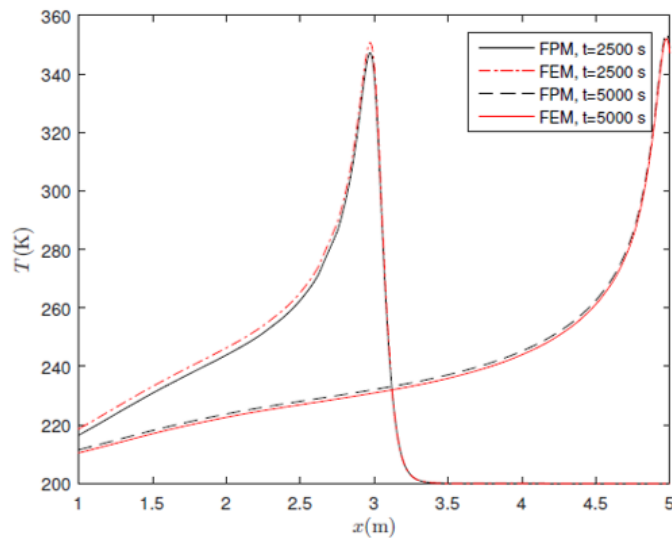


Figure 5 – Temperature variation along the heat source path

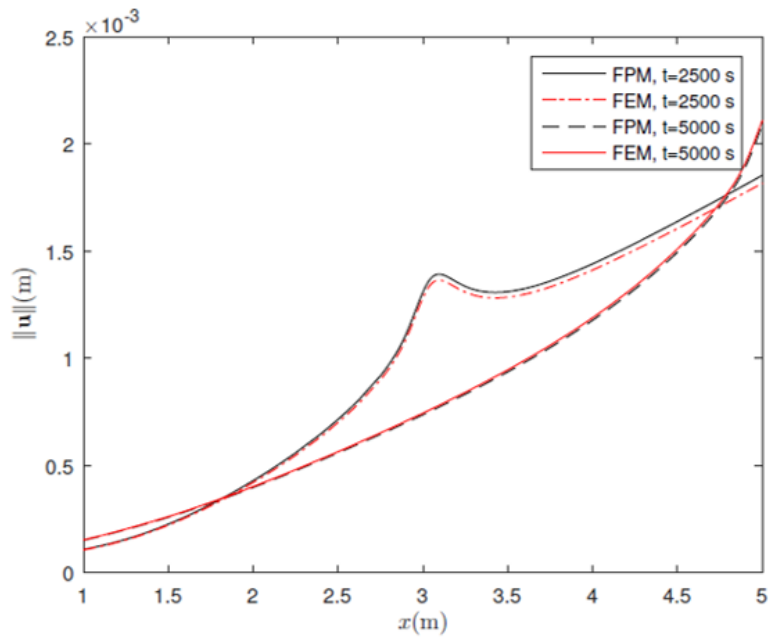


Figure 6 – Displacement magnitude variation along the heat source path

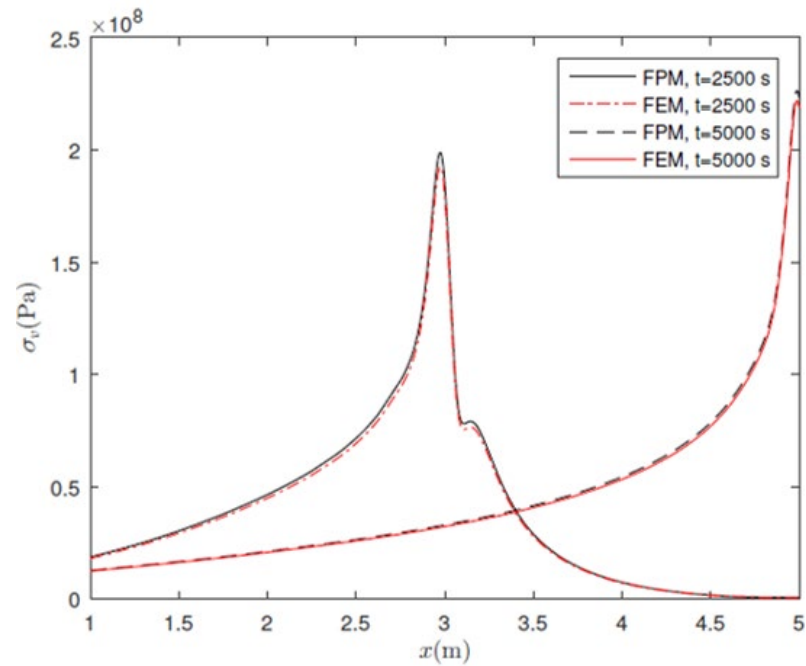


Figure 7 – von Mises stress variation along the heat source path

For further assessment, the spatial variations of the fields considered in the previous figures were plotted along the heat source path and the results are shown in Figures 5, 6 and 7. As shown, the numerical results predicted by FPM match very well the ones provided by the FEM counterpart. These results suggest that FPM is reliable for the analysis of thermo-elastic problems with moving heat sources in welding.

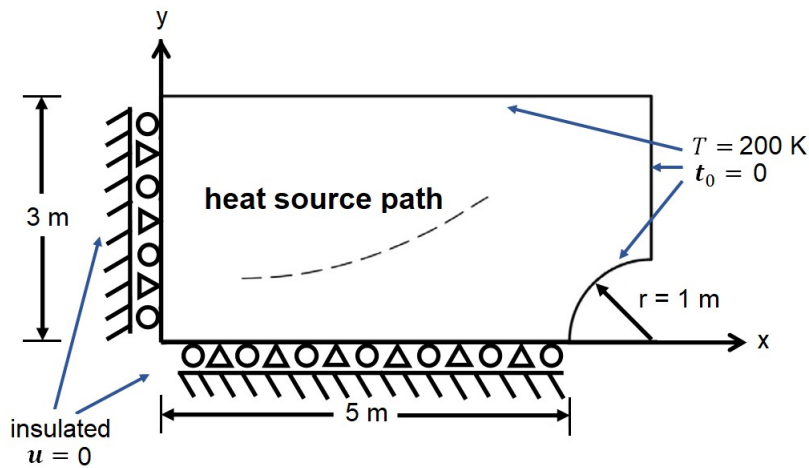


Figure 8 – Problem configuration

4.2. Heat source moving along a curved path

In order to confirm the results observed in the previous example, a second numerical benchmark is considered here. In this problem, a heat source moves along a curved path, according to

$$\mathbf{x}(t) = [3t/5000 + 1, (3t/5000 + 1)^2/9 - 2(3t/5000 + 1)/9 + 10/9]^t \text{ for } 0 \leq t \leq 5000.$$

The problem configuration is shown in Figure 8.

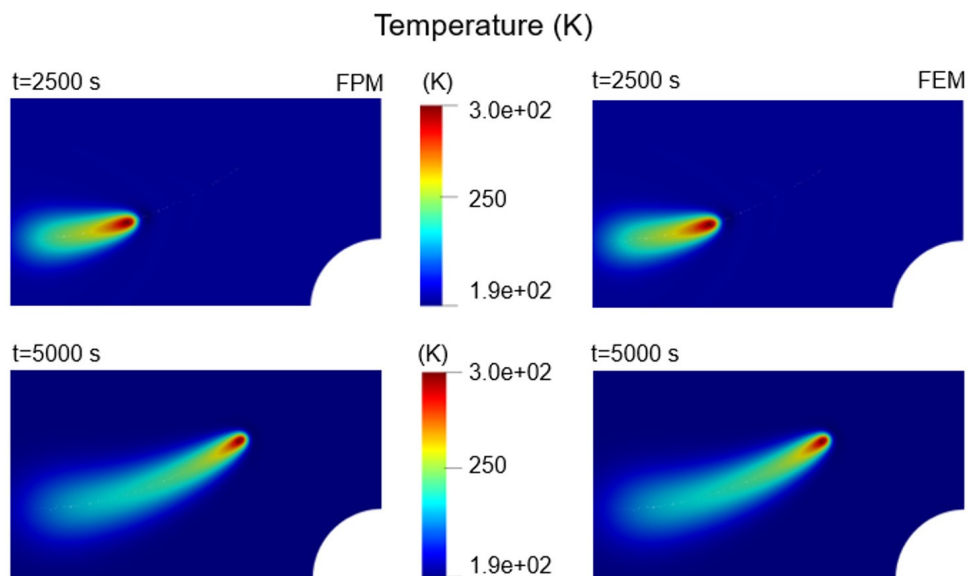


Figure 9 – Temperature profiles

The material employed in this example corresponds to steel with density $\rho = 7833 \text{ kg/m}^3$, thermal conductivity $k = 54 \text{ W/mK}$, specific heat $c = 465 \text{ J/kgK}$,

linear coefficient of thermal expansion $\gamma = 11.5 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$, Young's modulus, and Poisson's ratio $E = 200 \text{ GPa}$ and $\nu = 0.29$, respectively. The problem domain was again discretized with approximately 9500 points with a mean spacing distance of 0.006 m and the time step was chosen as $\Delta t = 10 \text{ s}$. The intensity of the heat source was considered as $G_0 = 5000000 \text{ W}$, with a radius $r_0 = 0.05 \text{ m}$, and the initial temperature was taken as $T = 200 \text{ K}$.

A comparison of the temperature, displacement magnitude and von Mises stress fields are given in figures 9, 10 and 11 at two different times. Similarly, to the results observed in the previous example, both methods predicted similar values for the considered fields.

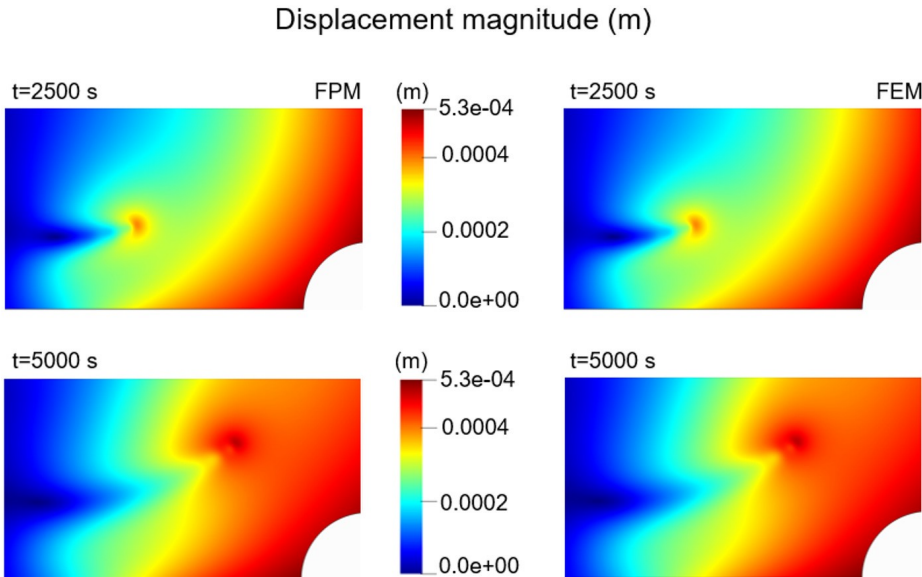


Figure 10 – Displacement magnitude contours

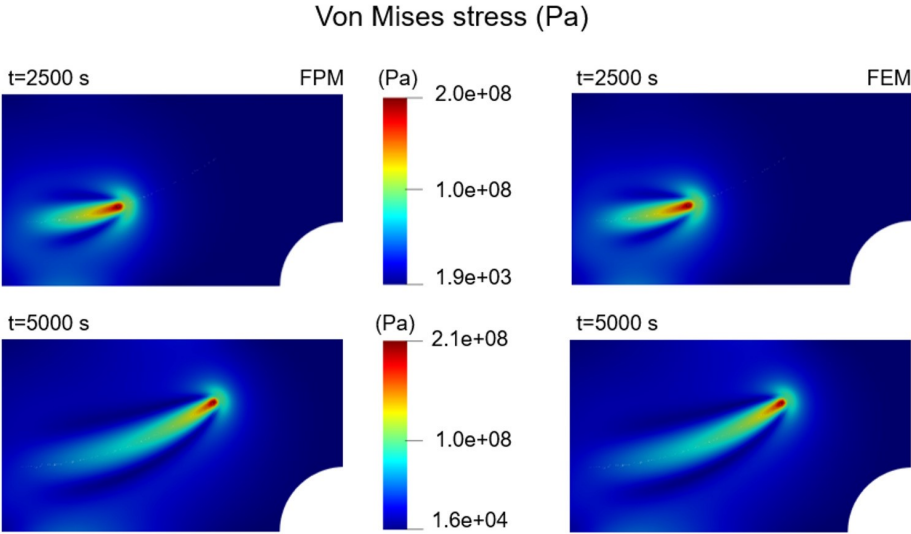


Figure 11 – von Mises stress contours

One more time, the spatial variations of the involved fields were plotted along the heat source path and the results are shown in figures 12, 13 and 14. These pictures indicate the robustness of FPM formulation for the solution of this kind of problems since its numerical prediction matches very well with the FEM solution. This confirms the results observed for the previous example. Therefore, it can be concluded that FPM is suitable and reliable for thermo-elastic problems with moving heat sources.

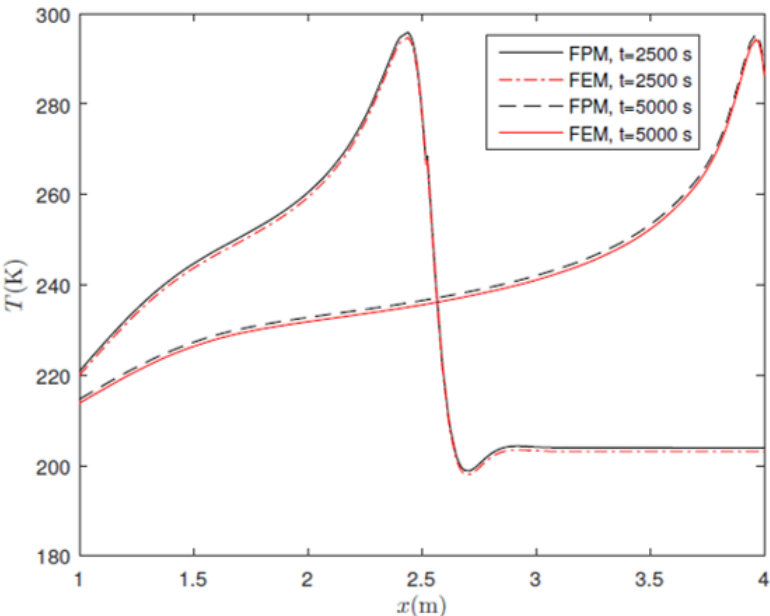


Figure 12 – Temperature variation along the heat source path

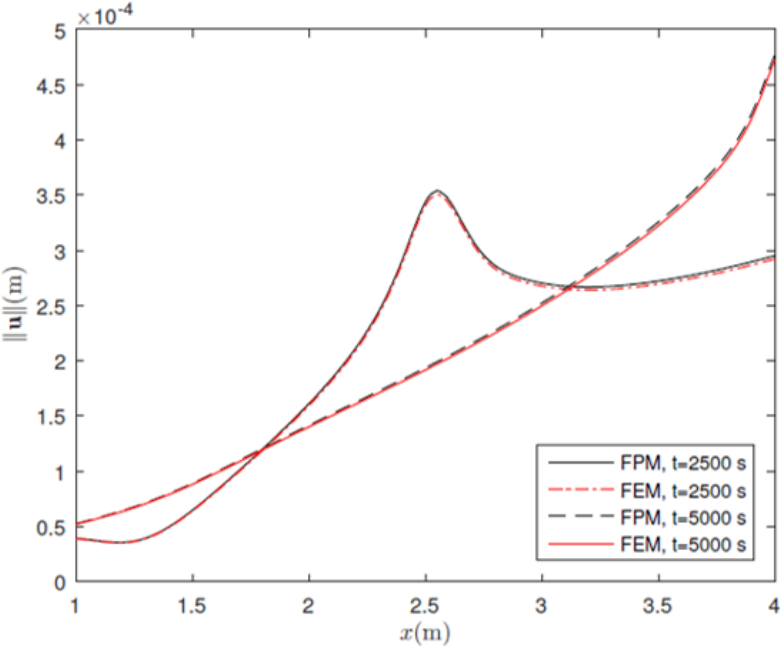


Figure 13– Displacement magnitude variation along the heat source path

Conclusions

The very good results obtained in the numerical examples strongly suggest that the numerically implemented Finite Pointset Method approach is suitable and feasible for thermo-elastic problems with moving heat sources, which are present in welding processes. It is stable and has enough accuracy to capture the physical behavior observed in the governed processes. Moreover, the effectiveness and simplicity in incorporating the boundary conditions as well as their totally mesh-free Lagrangian nature make these approaches a promising numerical tool in this field. Therefore, it depicts a rich source of research opportunities in problems involving the movement of heat sources.

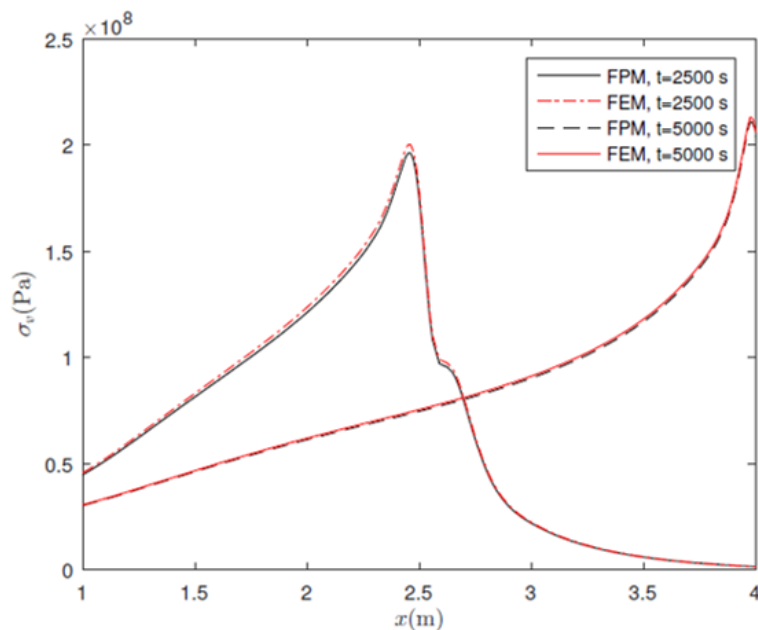


Figure 14 – von Mises stress variation along the heat source path

References

1. Kidawa-Kukla J 2008 *International Journal of Heat and Mass Transfer* **51** 865–872
2. Lv C, Wang G, Chen H and Wan S 2019 *International Journal of Thermal Sciences* **138** 576–585
3. Nguyen V P, Rabczuk T, Bordas S and Duflot M 2008 *Mathematics and Computers in Simulation* **79** 763–813
4. Belytschko T, Krongauz Y, Organ D, Fleming M and Krysl P 1996 *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* **139(1-4)** 3–47
5. Dai K, Liu G, Han X and Lim K 2005 *Computers & structures* **83** 1487–1502
6. Pant M, Singh I and Mishra B 2011 *Journal of mechanical science and technology* **25** 403–413
7. Talebi H, Frond M, dos Santos J F and Klusemann B 2017 *Pamm* **17** 473–474
8. Moarrefzadeh A, Shahrooi S and Azizpour M J 2019 *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **104** 723–742
9. Memari A and Azar M R K 2019 *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* **102** 171–192
10. Khosravifard A, Hematiyan M and Ghiasi N 2020 *Applied Mathematical Modelling* **79** 624–638
11. Nguyen N T, Bui T Q, Nguyen M N and Truong T T 2020 *Engineering Fracture Mechanics* **235** 107121
12. Rodríguez J, Jonsen P and Svoboda A 2017 *Computational Particle Mechanics* **4** 35–51

13. Rodr'iguez J, Carbonell J and Jonsen P 2020 *Archives of Computational Methods in Engineering* **27** 387–412
14. Mavrić B and Sarler B 2017 *International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow*
15. Hanoglu U and Sarler B 2018 *Computers & Structures* **194** 1–14
16. Cleary P W, Prakash M, Das R and Ha J 2012 *Applied Mathematical Modelling* **36** 3836– 3855
17. Baranowski P, Damaziak K and Malachowski J 2011 *Proc. of the 19th Int. Conf. On Computer Methods in Mechanics* pp 123–124
18. Kuhnert J 1999 *General smoothed particle hydrodynamics* Ph.D. thesis Technische Universitat Kaiserslautern
19. Suchde P 2021 *International Journal for Numerical Methods in Fluids*
20. Peters C D, van der Spuy S J, Els D N and Kuhnert J 2018 *Journal of Fluids and Structures* **82** 173–197
21. Wawrenczuk A, Kuhnert J and Siedow N 2007 *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* **196** 4656–4671
22. Resendiz-Flores E O and Saucedo-Zendejo F R 2018 *International Journal of Thermal Sciences* **133** 13–21
23. Saucedo-Zendejo F R and Res'endiz-Flores E O 2020 *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* **372** 113367
24. Resendiz-Flores E O, Saucedo-Zendejo F R and Jimenez-Villalpando A V 2021 *Computational Particle Mechanics* 1–14

On meshfree approaches for thermal analysis in welding with moving heat sources

Ana C. Cortes-Vargas¹, Felix R. Saucedo-Zendejo²

¹ Centro de Investigación en Matemáticas Aplicadas, Universidad Autónoma de Coahuila, Camporredondo S/N, Saltillo, Coahuila, México

² Facultad de Ciencias Físico Matemáticas, Universidad Autónoma de Coahuila, Camporredondo S/N, Saltillo, Coahuila, México

Аннотация. В этом отчете анализируются две процедуры без сетки для анализа теплопередачи с движущимися источниками тепла при сварке. Описание процедур без сетки, а также результаты некоторых контрольных задач представлены для того, чтобы продемонстрировать потенциал этих формулировок для решения такого рода проблем.

Ключевые слова: метод без сетки, метод конечных точек, сварка, теплопередача

Abstract. This report analyses two meshfree procedures for the analysis of heat transfer with moving heat sources in welding. A description of the meshfree procedures as well as the results of some benchmark problems are presented in order to demonstrate the potential of this formulations for dealing with this kind of problems.

Keywords: meshfree method, finite pointset method, welding, heat transfer

Introduction

Heat transfer phenomena with moving heat sources occur in several manufacturing and industrial operations such as metal cutting, welding, and grinding. In these operations, the thermal behavior directly determines the quality of the finished parts since it may cause hardness, micro-structures formation, residual stresses, or crack formations [1].

The numerical modeling is a suitable technology to know and control in depth these phenomena since it provides a large amount of information that cannot be obtained through other methods. It is mainly based in the use of mesh-based methods such as the Finite Element Method (FEM) and the Finite Difference Method (FDM). Nonetheless, for this kind of problems, mesh-based methods may require constant remeshing approaches during the solution process when adaptive refinement is used, which is computationally expensive [2].

Meshfree methods have recently been proposed and developed as alternative to overcome this kind of drawbacks in mesh-based methods. A truly meshfree method is the so called Finite Pointset Method (FPM) [3] which has proven to be far superior to traditional mesh-based and some other meshfree methods for analyzing flows on manifolds [4], fluid mechanics [5, 6], casting processes [7], linear elasticity [8], and heat transfer with moving heat sources

[9]. However, the different FPM approaches has not been analyzed in depth for the analysis of heat transfer with moving heat sources in welding. Therefore, this report documents an analysis of different meshfree FPM approaches for the modeling in this field.

Mathematical Model

Many physical phenomena such as the heat transfer are governed by an elliptical partial differential equation whose general form reads

$$A_1\psi + \mathbf{B} \cdot \nabla\psi + C_1\Delta\psi - F = 0 \quad (1)$$

with prescribed Dirichlet, Neumann ($\partial\psi/\partial\mathbf{n} = \varphi$) or Robin ($A_2\psi + C_2\partial\psi/\partial\mathbf{n} = \varphi$) boundary conditions, where A_i, \mathbf{B}, C_i, F and φ are known.

FPM approach

Consider now the numerical solution of the elliptic partial differential equation (1). Let Ω be a given domain with boundary $\partial\Omega$ and suppose that the set of points $\mathbf{x}_1, \mathbf{x}_2, \dots, \mathbf{x}_N$ are distributed with corresponding function values $\psi(\mathbf{x}_1), \psi(\mathbf{x}_2), \dots, \psi(\mathbf{x}_N)$. The problem is to find an approximate value of ψ at some arbitrary location $\psi(\mathbf{x})$ using its discrete values at particles positions inside a neighbourhood of \mathbf{x} . To define the set of nodes and the neighbourhood of \mathbf{x} , a weight function $w(\mathbf{x} - \mathbf{x}_i)$ is introduced

$$w_i = w(\mathbf{x} - \mathbf{x}_i) = \begin{cases} e^{-\gamma\|\mathbf{x}-\mathbf{x}_i\|^2/h^2}, & \text{if } \frac{\|\mathbf{x} - \mathbf{x}_i\|}{h} \leq 1 \\ 0 & \text{else} \end{cases} \quad (2)$$

where h is the smoothing length, γ is a positive constant whose value is considered to be 6.5, and \mathbf{x}_i is the position of the i -th point inside the neighbourhood.

The Taylor expansion of $\psi(\mathbf{x}_i)$ around a particle \mathbf{x} is

$$\psi(\mathbf{x}_i) = \psi(\mathbf{x}) + \sum_{k=1}^2 \frac{\partial\psi}{\partial x_k}(x_{k,i} - x_k) + \frac{1}{2} \sum_{j,k=1}^3 \frac{\partial^2\psi}{\partial x_k \partial x_j}(x_{k,i} - x_k)(x_{j,i} - x_j) + e_{1,i}$$

for $i = 1, \dots, m$, where m is the number of nodes that lie within the neighborhood of \mathbf{x} . The linear system obtained from the Taylor's expansion in matrix form reads

$$\mathbf{e} = M\mathbf{a}_\psi - \mathbf{b} \quad (3)$$

where

$$M = \begin{pmatrix} 1 & h_{1,1} & h_{2,1} & \frac{1}{2}h_{1,1}^2 & h_{1,1}h_{2,1} & \frac{1}{2}h_{2,1}^2 \\ 1 & h_{1,2} & h_{2,2} & \frac{1}{2}h_{1,2}^2 & h_{1,2}h_{2,2} & \frac{1}{2}h_{2,2}^2 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ 1 & h_{1,m} & h_{2,m} & \frac{1}{2}h_{1,m}^2 & h_{1,m}h_{2,m} & \frac{1}{2}h_{2,m}^2 \end{pmatrix} \quad (4)$$

with $h_{1,j} = (x_{1,j} - x_1)$ and $h_{2,j} = (x_{2,j} - x_2)$,

$$\mathbf{a}_\psi = \left(\psi, \frac{\partial \psi}{\partial x_1}, \frac{\partial \psi}{\partial x_2}, \frac{\partial^2 \psi}{\partial x_1^2}, \frac{\partial^2 \psi}{\partial x_1 \partial x_2}, \frac{\partial^2 \psi}{\partial x_2^2} \right)^t \quad (5)$$

$$\mathbf{b} = (\psi_1, \psi_2, \dots, \psi_m)^t \quad (6)$$

$$\mathbf{e} = (e_1, e_2, \dots, e_m)^t \quad (7)$$

After a minimization of \mathbf{e} through the weighted least squares method, the unknown vector \mathbf{a}_ψ is obtained as

$$\mathbf{a}_\psi = (M^t W M)^{-1} (M^t W) \mathbf{b}, \quad (8)$$

where W is

$$W = \begin{bmatrix} w(\mathbf{x} - \mathbf{x}_1) & 0 & \dots & 0 \\ 0 & w(\mathbf{x} - \mathbf{x}_2) & \dots & 0 \\ \vdots & \vdots & \ddots & \vdots \\ 0 & 0 & \dots & w(\mathbf{x} - \mathbf{x}_n) \end{bmatrix} \quad (9)$$

Thus, the general elliptic PDE (1) can be expressed in terms of \mathbf{a}_ψ as

$$A_1 a_{\psi_1} + B_1 a_{\psi_2} + B_2 a_{\psi_3} + C_1 (a_{\psi_4} + a_{\psi_6}) = F, \quad (10)$$

while the Robin boundary condition reads

$$A_2 a_{\psi_1} + C_2 n_1 a_{\psi_2} + C_2 n_2 a_{\psi_3} = \varphi. \quad (11)$$

If Q is defined as

$$Q = (M^t W M)^{-1} \quad (12)$$

and its k^{th} - row is denoted by $\mathbf{q}_k = (q_{k,1}, q_{k,2}, \dots, q_{k,6})$, the moving least squares solution reads

$$\mathbf{a}_\psi = Q(M^t W)\mathbf{b}, \quad (13)$$

and each element in \mathbf{a}_ψ can be expressed as

$$a_{\psi_k} = \sum_{i=1}^{m_j} w_{ij} p_{ki} \psi_{ij} \quad (14)$$

where m_j denotes the number of j^{th} -particle neighbours within the shape function support, ψ_{ij} the unknown function value in the i^{th} - neighbour particle position and p_{ki} is defined as

$$p_{ki} = q_{k,1} + q_{k,2}h_{1,i} + q_{k,3}h_{2,i} + q_{k,4}\frac{h_{1,i}^2}{2} + q_{k,5}h_{1,i}h_{2,i} + q_{k,6}\frac{h_{2,i}^2}{2}. \quad (15)$$

It couples each node with its neighbouring nodes yielding to the coupling between inner and boundary nodes. Therefore, the discretization of equation (1) under this setting reads

$$\sum_{i=1}^{m_j} w_{ij} [A_1 p_{1i} + B_1 p_{2i} + B_2 p_{3i} + C_1 (p_{4i} + p_{6i})] \psi_{ij} = F \quad (16)$$

and if the particle is on a Robin boundary, (16) becomes

$$\sum_{i=1}^{m_j} w_{ij} (A_2 p_{1i} + C_2 n_1 p_{2i} + C_2 n_2 p_{3i}) \psi_{ij} = \varphi \quad (17)$$

Since equation (16) is valid for $j = 1, 2, \dots, N$, this can be arranged in a global sparse linear system $K\Psi = \mathbf{f}$ which is solved with iterative methods. Thus, general elliptic PDEs such as (1) can be solved in this way, just adding appropriate entries in the systems of equations (16).

Numerical Example

Benchmark example: In order to analyze two FPM formulations, the solution of a benchmark example with an analytical solution is considered here. The problem configuration is shown in Figure 1.

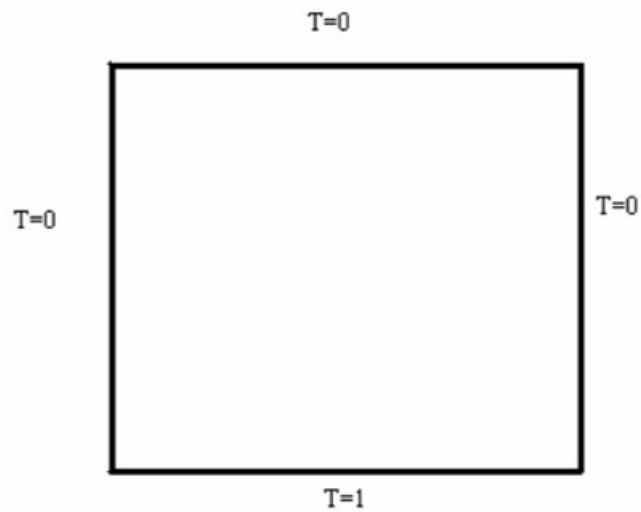


Figure 1 – Problem Configuration

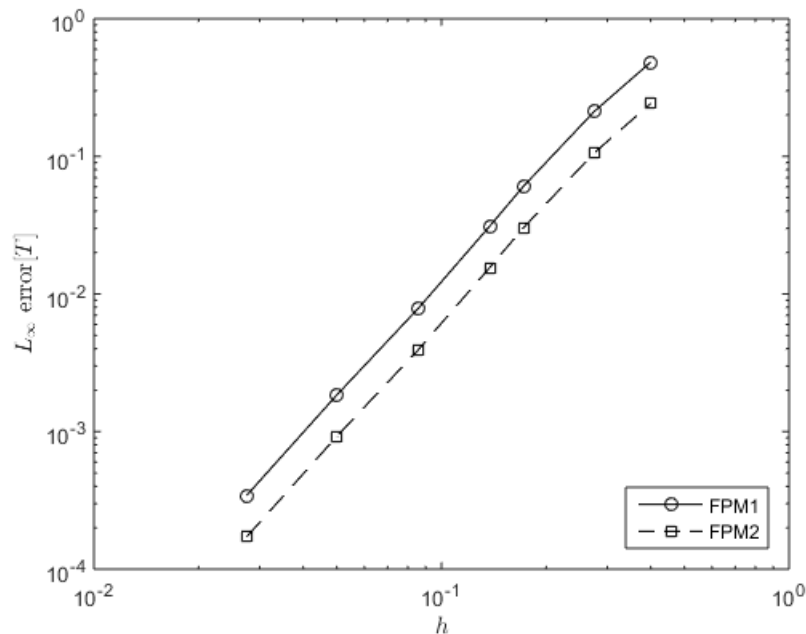


Figure 2 – Temperature Error comparison

Figure 2 shows the numerical error with respect to the analytical solution. There a good convergence behavior is observed with respect to the smoothing length, and further, it shows that the accuracy of the formulation FPM1 overcomes the precision observed in the approach FPM2. Therefore, FPM1 is a more efficient strategy since it allows to work with a lower number of points to get a same level of accuracy, which translates in substantial savings in computing time.

Heat transfer with moving heat source: To further validate the FPM1 approach for problems involving the movement of heat sources, the problem configuration shown in Figure 3 was considered.

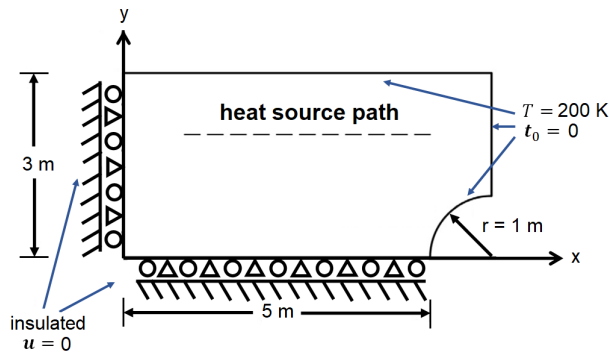


Figure 3 – Problem Configuration

Figure 4 shows the results for this example which are compared with FEM. This figure shows that both methods predicted very well correlated values along the domain. Therefore, the approach FPM1 is reliable for the heat transfer with moving heat sources in welding.

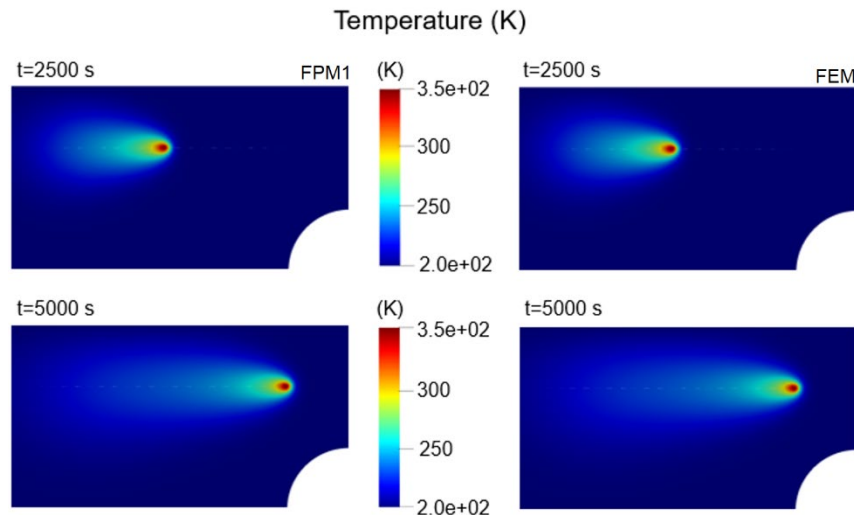


Figure 4 Temperature profiles

Conclusions

Based on the numerical performance shown in the numerical examples we can conclude that FPM1 approach is suitable and feasible for the thermal analysis in welding. It is stable and has enough accuracy in order to capture the physical behavior observed in the governed processes. Since this formulation is a truly meshfree method it could be used for the study and analysis of problems involving high deformations and complex geometries with a great computational advantage since it does not need to compute any numerical quadrature and it does not need remeshing approaches. Further, it can naturally and easily handle any kind of boundary conditions without requiring any special treatment or stabilization and it is really simple to implement.

References

1. Kidawa-Kukla J 2008 *International Journal of Heat and Mass Transfer* 51 865-872.
2. Belytschko T, Krongauz Y, Organ D, Fleming M and Krysl P 1996 *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* 139(1-4) 3–47.
3. Kuhnert J 1999 *General smoothed particle hydrodynamics* Ph.D. thesis Technische Universitat Kaiserslautern
4. Suchde P 2021 *International Journal for Numerical Methods in Fluids*
5. Tiwari S and Kuhnert J 2007 *Journal of Computational and Applied Mathematics* 203 376–386
6. Peters C D, van der Spuy S J, Els D N and Kuhnert J 2018 *Journal of Fluids and Structures* 82 173–197
7. Saucedo-Zendejo, F. R., Reséndiz-Flores, E. O., & Kuhnert, J. (2019). Three-dimensional flow prediction in mould filling processes using a GFDM. *Computational Particle Mechanics*, 6(3), 411-425.
8. Saucedo-Zendejo, F. R., & Resendiz-Flores, E. O. (2020). Meshfree numerical approach based on the Finite Pointset Method for static linear elasticity problems. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 372, 113367.
9. Reséndiz-Flores, E. O., & Saucedo-Zendejo, F. R. (2015). Two-dimensional numerical simulation of heat transfer with moving heat source in welding using the finite pointset method. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 90, 239-245.

Управление формой провара с коррекцией оценки переменных состояния процесса ЭЛС по уровню действующих возмущений

В.Н. Ластовиря^{1,3}, Р.В. Родякина²

¹ Кафедра оборудования и технологии сварочного производства, Московский политехнический университет, РФ, Москва, ул. Б. Семёновская, 38.

² Кафедра Технологии металлов, НИУ «МЭИ», РФ, Москва, Красноказарменная ул., 17.

³ Электронный адрес автора-корреспондента: slava.lastovirya@gmail.com

Аннотация. Форма проплава сварного шва при ЭЛС в первом приближении определяется формой пароплазменного кратера, формируемого источником энергии. Невозможность измерения параметров формы проплава приводит к их оценке по регрессионным уравнениям связи с параметрами режима. Однако при стабилизации параметров режима сварки сохраняется нестабильность формы проплава в силу действия неконтролируемых возмущений, что в ряде случаев приводит к недопустимым отклонениям. Рассмотрен вариант коррекции оценки переменных состояния формы проплава, а именно глубины и коэффициента формы шва, которые получены в процесс ЭЛС, путем определения «шумовой добавки». Подобная коррекция осуществляется по невязке какой-либо измеряемой выходной переменной, как разности ее оценки по аналогичной математической модели и измеренного значения. В качестве такой выходной переменной можно использовать яркость факела из пароплазменного кратера. Разработан алгоритм управления и структурная схема системы автоматического управления формой провара с коррекцией модельной оценки состояния процесса по измеряемому выходу.

Ключевые слова: параметры формы провара, процесс электронно-лучевой сварки, оценка состояния процесса, неконтролируемые возмущения, коррекция оценочных моделей, измеряемый выход процесса, алгоритм управления процессом.

Введение

Одним из основных недостатков ЭЛС является отсутствие стабильности свойств проплава при несквозном проплавлении, в частности, глубины проплава и коэффициента формы шва. До настоящего времени попытки улучшить свойства формируемого шва путем управления процессом в основном сводились к использованию классических схем управления, в частности, одноконтурных систем с обратной связью. Ярким примером таких систем могут служить системы слежения за стыком.

Известны также системы автоматического регулирования, которые осуществляют управление по одной из переменных процесса на

основании измерения датчиком различных видов излучений из пароплазменного кратера (рентгеновское, ионное, электронное и пр.) [1,2]. Оставшиеся переменные при этом игнорируются, не учитывается скрытая взаимосвязь между ними и комплексный характер их влияния на форму шва. Естественно, что такие системы регулирования при многих достоинствах (простота реализации, надежность, малая стоимость) малоэффективны и дают в большинстве случаев неудовлетворительные для практики результаты.

С ростом глубины проплавления корреляция эмиссии заряженных частиц, теплового излучения из канала с процессом ЭЛС ухудшается, и регулирование системами с обратной связью становится невозможным. В этих условиях улучшает ситуацию стабилизация параметров режима, уменьшающая разброс свойств швов, выполненных ЭЛС. Однако практика показала, что сварка со стабилизацией основных параметров режима

до $1 \dots 0,05\%$, не решает проблему флуктуации формы проплава, которая даже в этом случае может превышать 10% . Это объясняется тем, что процесс сварки как объект управления обладает, в некоторой степени, вероятностным характером, и его вектор состояния содержит случайную компоненту, величина которой подвержена неконтролируемому разбросу за счет действия неконтролируемых возмущений. Значительная неопределённость вносится погрешностями измерения, шумами и случайными возмущениями, а также нарушением адекватности оценочных моделей переменных состояния [3,4].

Постановка задачи. В теории управления существуют методы последовательного или рекуррентного оценивания, которые позволяют получать оценки состояний в темпе с процессом путем пересчета уже имеющихся оценок, когда поступает очередная порция измерительных данных. Затем в алгоритмах управления используются уже обновленные оценки. В общем случае оценивание является задачей восстановления состояния системы по информации об ее входах (управлениях и возмущениях) и выходах. Обычно для этого используют фильтрацию, когда оценку состояния в момент t требуется формировать по информации, полученной в момент $t = t_1$ или прогноз, оценку состояния в момент t требуется формировать по информации, полученной до момента $t_1 < t$ [5].

Рассмотрим модель процесса ЭЛС как многомерного объекта с позиций пространства состояний, под которым будем понимать n -мерное арифметическое (евклидово) пространство R^n . Пусть в этом пространстве определена некоторая его область $X \subset R^n$, каждый элемент x которой (вектор – столбец) полностью определяет состояние процесса (рис. 1) [4].

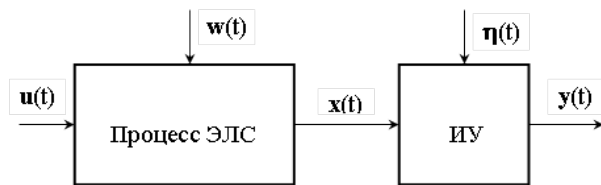


Рисунок 1 – Схема представления модели объекта с позиций пространства состояний: $\mathbf{u}(t)$ – вектор управлений; $\mathbf{w}(t)$ – вектор возмущений; $\mathbf{x}(t)$ – вектор состояний; $\mathbf{y}(t)$ – вектор выходов; ИУ – измерительное устройство; $\boldsymbol{\eta}(t)$ – вектор шума измерения

Основными геометрическими параметрами кратера, как параболоида, обуславливающими форму сечения проплава, можно считать глубину H и радиус R головной части кратера. Эти же параметры: глубина и ширина $B=2R$, являются основными, применяемыми в производстве для характеристики формы шва [6]. Выберем в качестве переменных состояния процесса глубину H , и коэффициент формы $K=H/B$, а также яркость E факела из пароплазменного кратера, которую возможно измерять в ходе сварке как выходную переменную. В качестве математических моделей для оценки переменных состояния, будем использовать линейные уравнения регрессии по параметрам режима ЭЛС как компонентов вектора управления, которые получены методом планирования эксперимента [7-9].

Такая модель весьма удобна для осуществления контроля и управления процессом и позволяет интерпретировать физическую сторону явления. При этом за функцию отклика, в силу действия возмущений, принимается математическое ожидание данной случайной переменной состояния при условии действия m факторов, то есть её среднее значение [7]:

$$\hat{x}(\mathbf{u}) = \mathbf{M}[x|u_1, u_2, \dots, u_m] = \bar{x}(\mathbf{u}), \quad (1)$$

где x – переменная состояния; \mathbf{u} – вектор факторов (параметров режима u_i); $\hat{}$ – знак оценки; $\bar{}$ – знак усреднения. Принимается нормальный закон распределения плотности вероятностей этой случайной функции, их три: $\bar{H}(\mathbf{u}); \bar{K}(\mathbf{u}); \bar{E}(\mathbf{u})$, где $\mathbf{u} = (u_1, u_2, \dots, u_m)^T$ – вектор-столбец параметров режима (они же факторы), которые используются как управляющие воздействия. Следует помнить, что в регрессионных уравнения фигурируют нормированные значения факторов $u_i = (\tilde{u}_i - u_i^0)/\delta u_i$, как отношение его отклонения от основного уровня фактора к его интервалу варьирования, то есть $|u_i| \leq 1$.

Разработка алгоритма и структуры системы управления

Осуществим построение системы стабилизации заданных геометрических параметров формы провара, а именно: глубины H_0 и коэффициента формы K_0 (постоянные уравнений регрессии), которые соответствуют нулевым значениям управляющих воздействий $u_i = 0$. а сварка выполнена на режиме, соответствующему центру факторного пространства $(u_1^0, u_2^0, \dots, u_m^0)^T$. Это возможно при условии стабильного источника энергии, когда уровень возмущений не превосходит ошибки оценочной модели. Наличие возмущений $\mathbf{w}(t)$ приводит к тому, что текущие переменные состояния формы будет отличаться от значений,

рассчитанных по математической модели (1) на величину второго слагаемого:

$$\begin{aligned}\hat{H}(t) &= \bar{H} + \alpha_H \xi(t); \\ \hat{K}(t) &= \bar{K} + \alpha_K \xi(t),\end{aligned}\tag{2}$$

где $\xi(t)$ – суммарный уровень возмущений, действующих в контуре; α_H и α_K – коэффициенты влияния вектора возмущения на переменные состояния формы провара.

Известно, что для коррекции расчетных значений параметров состояния согласно (2) с учетом изменения условий протекания процесса можно воспользоваться разностью между оценкой по модели и измеренным значением какой-либо компоненты вектора состояния объекта, которая поддается непосредственному измерению [5]. Искомая разность будет характеризовать влияние вектора возмущений на процесс ЭЛС (рис. 2).

В общем случае предполагается, что модель объекта управления включает случайную составляющую $\mathbf{w}(t)$, обусловленную неконтролируемыми возмущениями или неточностью модели. Выход $y(t)$ является функцией вектора состояния вида $h(\mathbf{x})$, измеряется с ошибкой $\eta(t)$. Таким образом, состояние и выход являются случайными процессами, причем предполагается, что статистические свойства порождающих их случайных процессов $\mathbf{w}(t)$ и $\eta(t)$ известны. Величина коррекции оценки, регулируется коэффициентом $\mathbf{D}(t)$, который зависит от свойств возмущений.

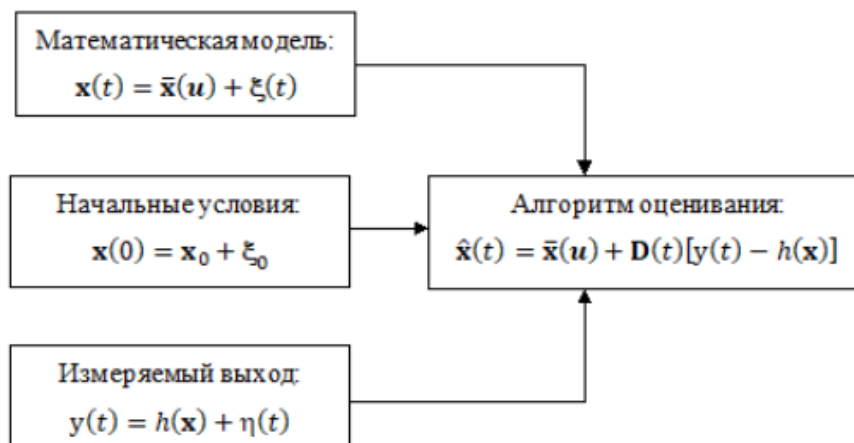


Рисунок 2 – Структура системы последовательной оценки переменных состояния

В качестве такой выходной переменной $y(t)$, зависящей от состояния процесса ЭЛС можно взять световой поток $E(t)$ пароплазменного факела,

регрессионное уравнение которого от параметров режима было получено одновременно с зависимостями для параметров формы, по аналогичной матрице планирования. Измерение светового потока осуществлялось под прямым углом к оси пучка в точке на расстоянии 40 мм от поверхности сварочной ванны с помощью фотоэлектронного умножителя, но возможно использовать и фотодиод. Его значение, аналогично (2), можно представить выражением

$$E(t) = \bar{E}(\mathbf{u}) + \alpha_E \xi(t), \quad (3)$$

где второе слагаемое представляет приращение светового потока за счет возмущений, α_E – коэффициенты влияния вектора возмущения на световой поток пароплазменного факела.

Тогда из (3) можно выразить величину суммарного уровня возмущений

$$\xi(t) = \frac{E(t) - \bar{E}(\mathbf{u})}{\alpha_E} = \frac{\Delta E(t)}{\alpha_E}, \quad (4)$$

подставив (4) в (2), получим значение глубины и формы провара с учетом действующих возмущений, оцененных по приращению светового потока факела:

$$\begin{aligned} \hat{H}(t) &= \bar{H}(\mathbf{u}) + \frac{\alpha_H}{\alpha_E} \Delta E(t) = \bar{H}(\mathbf{u}) + \gamma_H \Delta E(t); \\ \hat{K}(t) &= \bar{K}(\mathbf{u}) + \frac{\alpha_K}{\alpha_E} \Delta E(t) = \bar{K}(\mathbf{u}) + \gamma_K \Delta E(t), \end{aligned} \quad (5)$$

Значения коэффициентов γ_H и γ_K определяют из (5), минимизируя сумму квадратов ошибок предсказываемых значений $\hat{H}(t)$ и $\hat{K}(t)$.

На основании (5) можем записать отклонение текущих геометрических параметров от их значений H_0 и K_0 , которые в данном конкретном случае необходимо обеспечить по технологии сварки:

$$\begin{aligned} \Delta H(t) &= \hat{H}(t) - H_0 = \bar{H}(\mathbf{u}) + \gamma_H \Delta E(t) - H_0; \\ \Delta K(t) &= \hat{K}(t) - K_0 = \bar{K}(\mathbf{u}) + \gamma_K \Delta E(t) - K_0. \end{aligned} \quad (6)$$

По полученным отклонениям согласно принятой цели управления, формируем управляющие воздействия, в качестве которых выбираем ток пучка и скорость сварки, зарезервировав ток фокусировки для регулирования в контуре управления электронным пучком. Можно показать, что двух управляющих воздействий достаточно.

Запишем систему линейных уравнений, компенсирующих данные отклонения за счет приращения выбранных управлений в нормированном виде: $\Delta i_{\text{п}}$ и $\Delta v_{\text{св}}$ в момент коррекции состояний:

$$\begin{aligned}\Delta H &= \theta_1 \Delta i_{\text{п}} + \theta_2 \Delta v_{\text{св}} \\ \Delta K &= \vartheta_1 \Delta i_{\text{п}} + \vartheta_2 \Delta v_{\text{св}},\end{aligned}\quad (7)$$

где $\theta_i; \vartheta_i; i = 1, 2$ – коэффициенты уравнений регрессии $\bar{H}(\mathbf{u})$ и $\bar{K}(\mathbf{u})$ при соответствующих параметрах режима. Разрешая систему относительно приращения управляющих воздействий, получим

$$\begin{aligned}\Delta i_{\text{п}} &= (\Delta H \vartheta_2 - \Delta K \theta_1) / (\theta_1 \vartheta_2 - \theta_2 \vartheta_1) \\ \Delta v_{\text{св}} &= (\Delta K \theta_1 - \Delta H \vartheta_2) / (\theta_1 \vartheta_2 - \theta_2 \vartheta_1).\end{aligned}\quad (8)$$

Окончательно, с учетом принятой нормировки, получим фактические значения приращений управлений:

$$\begin{aligned}\Delta I_{\text{п}} &= \Delta i_{\text{п}} \delta I_{\text{п}}; \\ \Delta V_{\text{св}} &= \Delta v_{\text{св}} \delta V_{\text{св}},\end{aligned}\quad (9)$$

необходимые для компенсации отклонений геометрических параметров провара, где $\delta I_{\text{п}}$ и $\delta V_{\text{св}}$ интервалы варьирования тока пучка и скорости сварки при определении факторного пространства. На основании рассмотренного алгоритма можно сформировать структуру системы управления процессом (рис. 3).

Однако наличие такой детерминированной нестабильности как потеря эмиссии катода требует коррекции диаметра пучка, который будет увеличиваться с течением времени при поддержании той же величины тока пучка. Решение этой задачи можно свести к стабилизации диаметра пучка, который определяет его проплавляющую способность. Изменение тока в серийных источнике осуществляется за счет изменения потенциала управляющего электрода ($U_{\text{уэ}}$) электронной пушки. При этом изменяются размеры зоны отбора электронов с поверхности разогретого катода и, как следствие, размеры фокального пятна пучка [8, 10, 11]. В связи с этим управление током приводит к изменению диаметра пучка. Аналогичная картина наблюдается при потере эмиссии катода.

При стабильных значениях тока накала и бомбардировки катода на диаметр пучка влияют: ток пучка; потенциал управляющего электрода и ток фокусировки. Для указанных трех факторов был проведен полный факторный эксперимент. Размеры идентифицируемой области пространства данных факторов составили {40 мА; 0,6 кВ; 10 мА} с центром в рабочей точке $(I_{\text{п}}^0; U_{\text{уэ}}^0; I_{\text{ф}}^0) = (80 \text{ мА}; 2 \text{ кВ}; 0,99 I_{\text{ext}})$. I_{ext} –

значение тока фокусировки, соответствующее максимуму глубины проплавления. Диаметр пучка измерялся по методу прямого края [8]. В результате исследования получена зависимость диаметра в мм, адекватно описывающая эксперимент с доверительной вероятностью 0,95:

$$\bar{d}_n(\mathbf{u}) = 0,69 + 0,096 i_n - 0,046 u_{yз} + 0,1 i_\phi + 0,06 i_n i_\phi, \quad (10)$$

где используются нормированные значения факторов. Дисперсия воспроизводимости эксперимента составила $\sigma^2[d_n] = 0,002 \text{ мм}^2$.

Стабилизация диаметра пучка осуществляется следующим образом. Сварка проводится при пучке диаметром $d_{п0}$, несколько нефокусированном до минимального значения. Это позволяет корректировать рост диаметра пучка, за счет изменения тока фокусировки, до тех пор, пока последний не достигнет значения I_{ext} . Контур управления организован без учета влияния оставшейся части возмущений $\mathbf{w}_1(t)$. Заметим, что выходные параметры электронной пушки, в том числе и рассмотренный диаметр пучка, являются входными воздействиями процесса ЭЛС, причем возмущениями (см. рис. 3).

Система работает следующим образом. Проводится процесс сварки, который определяется электронным пучком с заданным током пучка, скоростью сварки и степенью фокусировки, задаваемой величиной тока фокусировки. Данные текущие значения параметров режима поступают также на вход модели процесса, которая по выражениям вида (1), определяет оценку текущих значений переменных состояния формы провара, а также яркость свечения пароплазменного факела.

В тоже время яркость факела измеряется непосредственно по излучению из области взаимодействия пучка с металлом. По двум значениям переменной на элементе сравнения определяется разность оцененной и измеренной яркостей. Используя полученные данные, а также требуемые по технологии значения H_0 и K_0 , которые определяют цель управления, вычисляются отклонения текущих значений переменных состояния от заданных, используя выражения (5) и (6). Причем, эти отклонения скорректированы с учетом действия неконтролируемых возмущений, определенных по (4).

На основании выражений (7) – (9) вычисляются соответствующие значения необходимого приращения управляющих воздействий по току пучка и скорости сварки. Приращение по току пучка поступает на регулятор, который преобразует его в соответствующее изменение потенциала на управляющем электроде электронной пушки, что и обеспечивает требуемое изменение тока пучка процесса ЭЛС.

Помимо потенциала управляющего электрода на вход пушки в качестве управления подается также ток фокусирующей системы,

который используется для стабилизации диаметра пучка. Его отклонение определяется на основании сравнения текущей оценки по математической модели (10) с требуемым значением $d_{п0}$ на соответствующем элементе сравнения.

Все характеристики собственно источника энергии являются для процесса ЭЛС возмущениями. Для работоспособности такой структуры системы их уровень должен быть весьма незначительным, чтобы не выйти за пределы области определения модели.

Заключение

Стабилизация формы провара по оценочным математическим моделям, связывающих параметры формы пароплазменного кратера, как переменных состояния процесса, с параметрами режима, требует коррекции оценок в ходе ЭЛС, в силу действия неконтролируемых возмущений. Для этого необходимо определить «шумовую» добавку к величине оценки по модели.

Осуществить подобную коррекцию можно по невязке какой-либо измеряемой выходной переменной, как разности ее оценки по аналогичной модели и измеренного значения. В качестве такой выходной переменной, можно использовать яркость пароплазменного факела над кратером.

Структурная схема системы автоматического управления содержит один контур. Он включает блок оценки переменных состояния по математической модели, блок вычисления отклонений текущих параметров формы провара и измеряемой выходной переменной, блок вычисления управляющих воздействий, которыми являются параметры режима сварки, а также их регуляторы.

При наличии детерминированной нестабильности источника энергии в виде потери эмиссии катода рекомендуется дополнительно ввести контур стабилизации диаметра пучка. При этом сварка начинается при недофокусированном пучке, а с потерей эмиссии катода и увеличении диаметра пучка, за счет стабилизации его тока, осуществляется фокусировка пучка вплоть до острой.

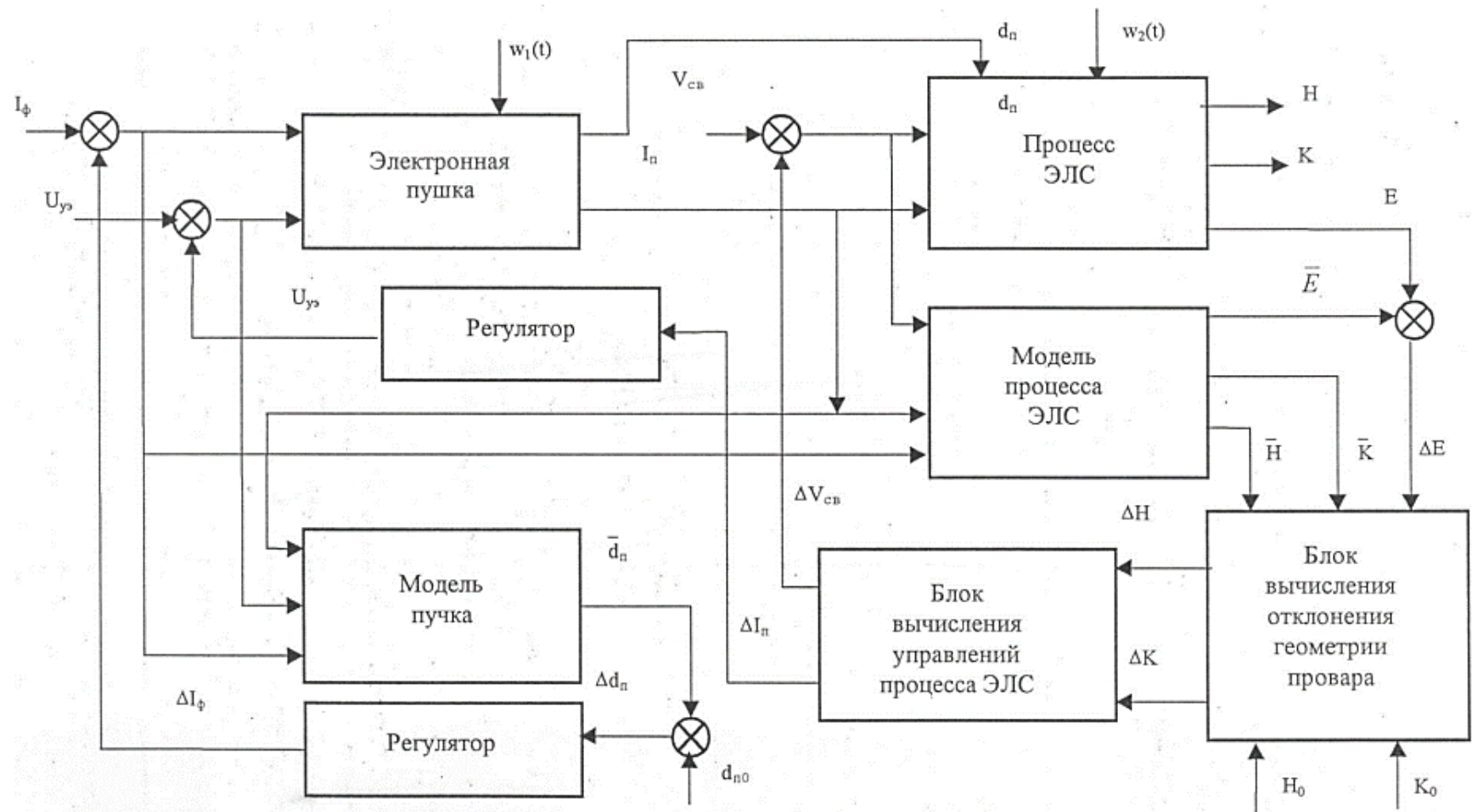


Рисунок 3 – Схема системы управления формой провара с коррекцией модельной оценки состояния процесса по измеряемому выходу

Литература

1. Гладков Э.А., Бродягин В.Н., Перковский Р.А. 2014 *Автоматизация сварочных процессов* (Москва: МГТУ им Баумана).
2. Гладков Э.А., Шиганов И.Н. 2017 *Управление процессами сварки концентрированными потоками энергии* (Москва: МГТУ им Баумана).
3. Трушников Д.Н. 2014 Реконструкция канала проплавления при электронно-лучевой сварке с осцилляцией луча *Сварка и диагностика № 1* с. 32.
4. Ластовирия В.Н. 2007 Идентификация связи формы проплава с энергетическим балансом пучка при электронно-лучевой сварке *Машиностроение и инженерное образование № 3* с 17.
5. Справочник по теории автоматического управления 1987 Под ред. Красовского А.А. (Москва: Наука).
6. Трушников Д.Н. 2014 Изучение физических процессов при электронно-лучевой сварке по параметрам вторичного тока в плазме *Физика и химия обработки материалов № 5*, с.36.
7. Макаричев Ю.А., Иванников Ю.Н. 2016 *Методы планирования экспериментов и обработка данных* (Москва: Наука).
8. Младенов Г.М., Трушников Д.Н., Беленький В.Я., Колева Е.Г. 2014 *Электронно-лучевая сварка* (Пермь: нац. исслед. политех. ун-т).
9. Ластовирия В.Н. 2010 Экспериментальная методика идентификации уравнений связи для оценки формы проплава в ходе электронно-лучевой сварки *Заготовительное производство в машиностроении № 3* с 19.
10. Гончаров А.Л., Слива А.П., Терентьев Е.В. 2015 Методика определения технологических параметров электронных пучков в сварочных электронных пушках *Международная конференция электронно-лучевая сварка и смежные технологии* (Москва: МЭИ).
11. Shcherbakov A.V., Rodyakina R.V., Kozhechenko A.S., Gaponova D.A., Goncharov A.L., Dragunov V.K. An experimental study of current-density distributions of a technological electron beam. *Technical Physics Letters*. Т. 43. Vol. 11. P. 958-960. DOI: 10.1134/S1063785017110104

Исследование влияния параметров электронного луча на характеристики парогазового канала при сварке никелевых и титановых сплавов

Гончаров А.Л., Слива А.П., Чулков И.С., Чулкова А.В., Харитонов И.А.

НИУ МЭИ, Москва, РФ

Аннотация. В статье представлена разработанная методика высокоскоростной видеосъемки парогазового канала и последующей обработки кадров в программе, для получения размерных характеристик парогазового канала. На основе данной методики были получены зависимости ширины сварного шва на разной глубине в зависимости от тока и скорости сварки, выявлена закономерность размерных характеристик парогазового канала в зависимости от погонной энергии зависимость частоты схлопывания парогазового канала от тока электронного пучка при постоянной скорости сварки 40 м/ч на примере никелевых и титановых сплавов.

Ключевые слова: ЭЛС, сварка, парогазовый канал, никелевые сплавы, титановые сплавы, высокоскоростная съемка

Введение

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) является перспективным методом сварки, так как обладает рядом технологических преимуществ перед другими видами сварки. ЭЛС применяют для сварки тугоплавких, трудно свариваемых металлов и изделий больших толщин, что используется в таких перспективных направлениях машиностроения как аэрокосмическая отрасль, военная промышленность кораблестроение и др. Однако при использовании ЭЛС возникают специфические дефекты в корне шва, такие как пики проплавления и пустоты. Образование этих пустот часто объясняют гидродинамическими явлениями в сварочной ванне, которые приводят к периодическому схлопыванию горловинной части парогазового канала.[1]

Более 50 лет ученые разных стран исследуют закономерности механизма образования парогазового канала и сопутствующие процессы, возникающие при ЭЛС. При ЭЛС Таким образом физические процессы, протекающие в парогазовом канале при сварке электронным лучом представляют интерес для изучения с точки зрения создания оптимальных

условий для формирования качественного сварного соединения, а так же научный интерес представляет изучение параметров электронного луча на характеристики парогазового канала, что и представлено в данной статье на примере никелевых и титановых сплавов.

Методика

С целью фиксации в видимом диапазоне спектра процесса электронно-лучевой сварки (ЭЛС) была использована высокоскоростная видеосъемка, проводимая при помощи высокоскоростной камеры. Съемка высокоскоростной видеокамерой проводилась со следующими параметрами, представленными в таблице 1. Остальные настройки использовались со значениями по умолчанию.

Таблица 1 – Параметры съемки высокоскоростной камеры

Наименование	Значение
Скорость ввода, кадров/с	1000-2000
Экспозиция	350-494
Усиление сигнала	30-150
Область ввода, пикс:	
X	1280
Y	250

Эксперимент проводился по схеме, представленной на рисунке 1. Видеокамера установлена на штативе напротив иллюминатора сварочной камеры. Совмещение фокуса видеокамеры и точки электронно-лучевого воздействия на мишень проводилось посредством зеркала. После наведения объектива видео камеры на мишень проводилась откачка вакуумной камеры до рабочего давления $1 \cdot 10^{-1}$ Па.

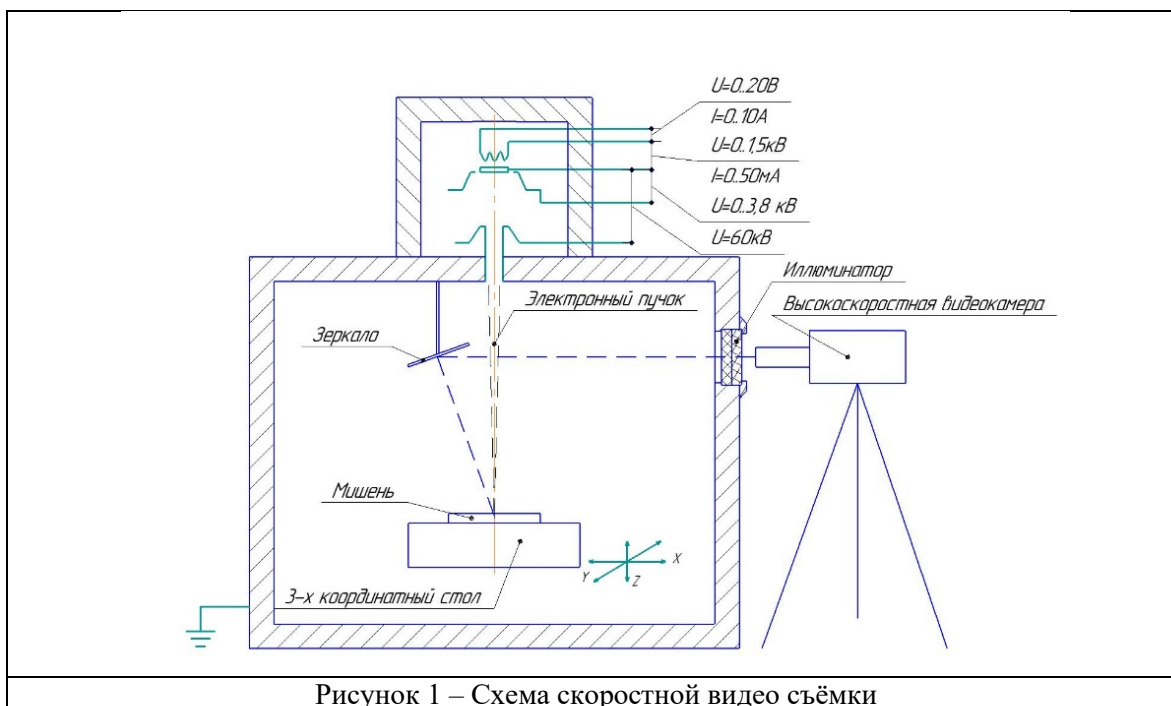


Рисунок 1 – Схема скоростной видео съёмки

Видео, полученное в результате съёмки было представлено в виде отдельных кадров (рисунок 2) формата «png». Далее кадры обрезались и обрабатывались в программной среде «MatLab».

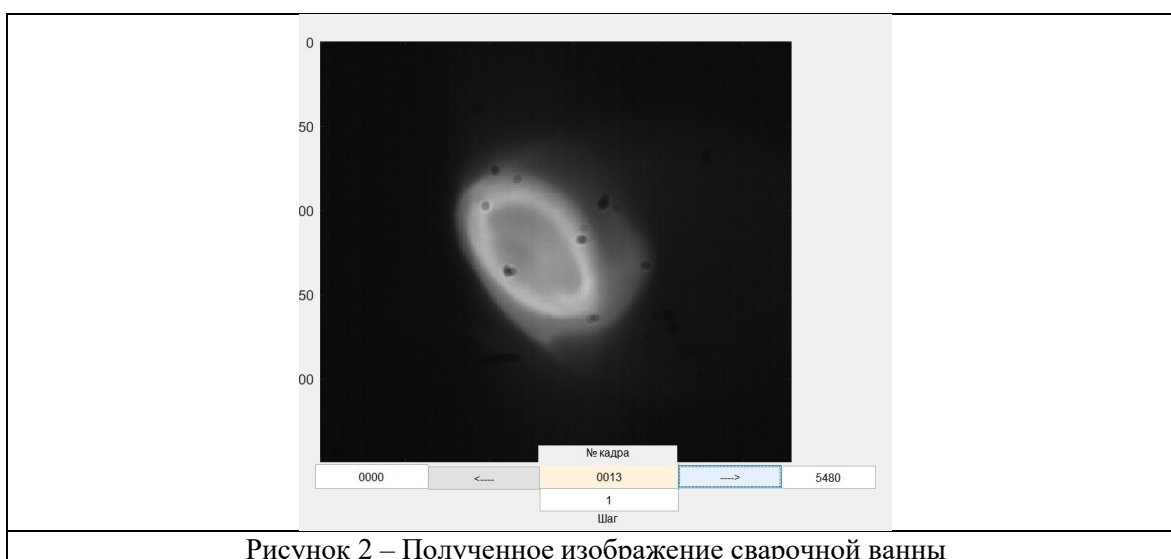
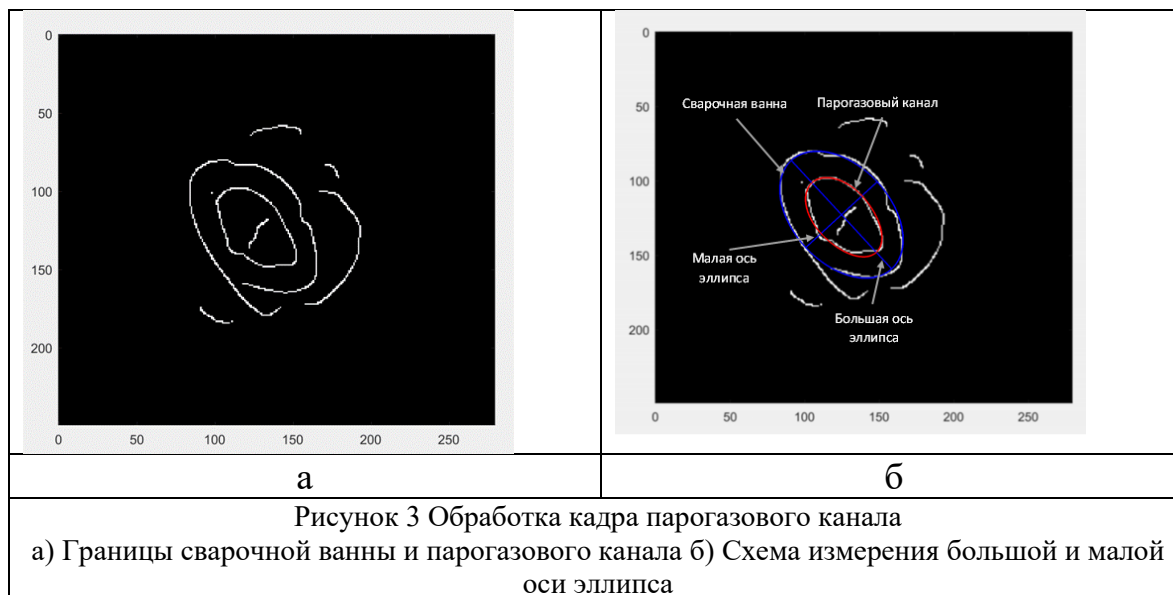


Рисунок 2 – Полученное изображение сварочной ванны

В специально написанной программе проводилась дальнейшая обработка кадров с применением алгоритма детекции границ «Canny». Данный алгоритм обладает хорошим обнаружением и локализацией границ и имеет единственный отклик на одну границу. Применяя алгоритм «Canny» для детекции границ к изображению, представленному

на рисунке 2 на выходе, получали контрастное изображение границ изменения яркостей пикселей в кадре (рисунок 3а).

Далее проводилось измерение большой и малой осей эллипсов, описывающих границы парогазового канала и сварочной ванны на изображениях с контрастными границами по схеме, представленной на рисунке 3б.



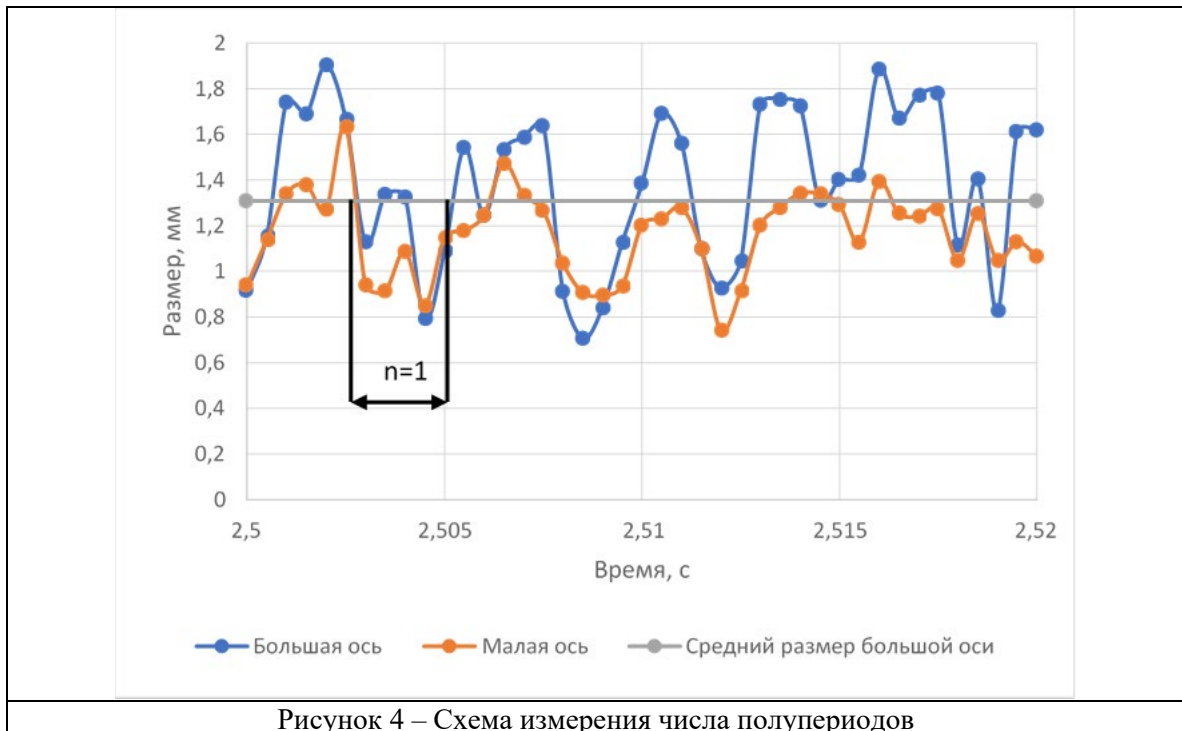
Периодичность изменения размеров парогазового канала определяли по схеме, представленной на рисунке 4.

Определялось количество полупериодов, в которые размер большой оси эллипса опускался ниже среднего значения на протяжении нескольких кадров. Частота схлопывания парогазового канала определялась по формуле:

$$f = \frac{n}{\Delta T}, \quad (3)$$

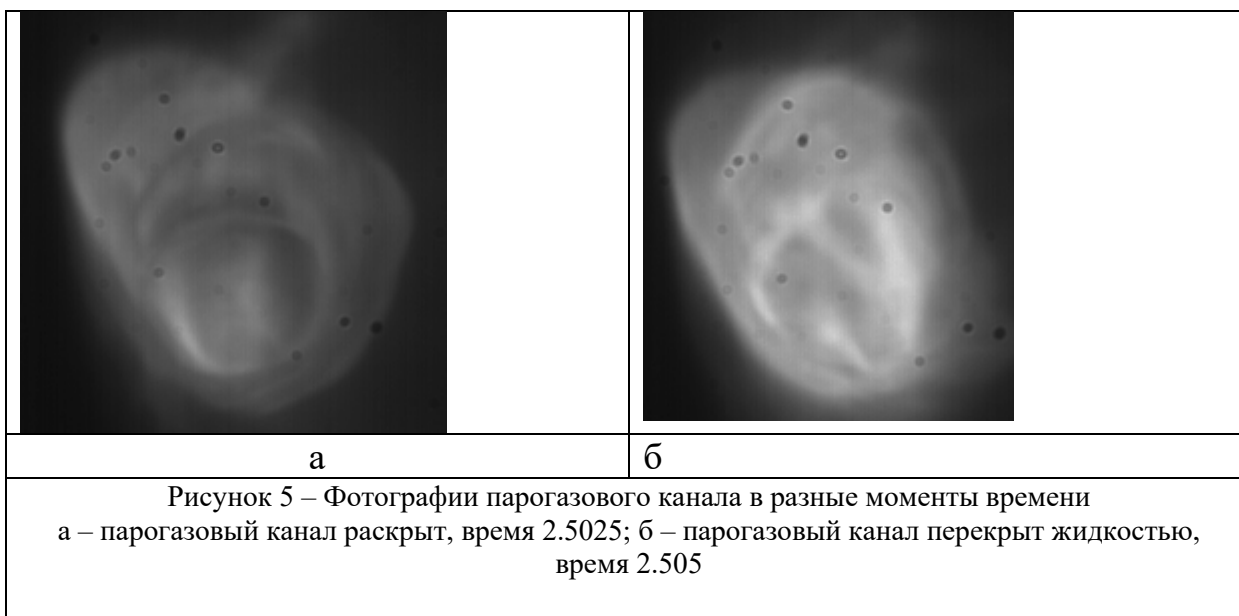
где n – число полупериодов колебаний, ΔT – время, за которое совершено n колебаний.

В ходе периодического перекрытия парогазового канала жидким металлом установлено повышение яркости в зоне сварочной ванны, так же определена частота таких перекрытий.



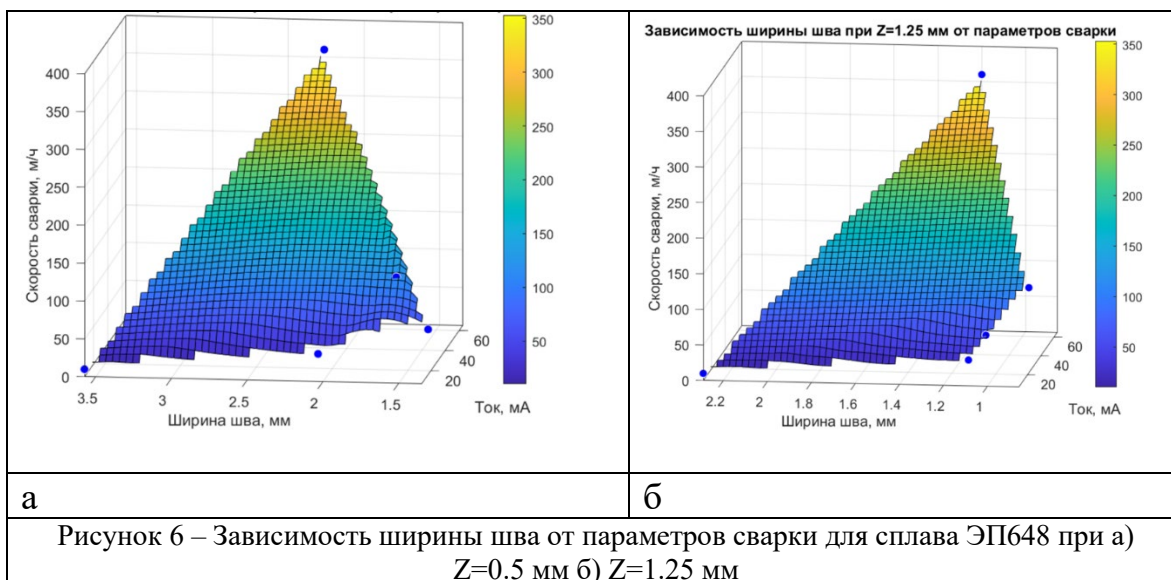
На основе полученных результатов проводился расчет среднего размера осей эллипсов, а также зависимость среднего размера осей эллипсов от погонной энергии при ЭЛС.

Так же схлопывания можно зафиксировать на фотографиях, по границам канала и изменению интенсивности излучения из области сварки. Во время глубокого проплавления (рисунок 5, а) наблюдается уменьшение интенсивности излучения, а во время перекрытия парогазового канала жидкостью интенсивность излучения возрастает (рисунок 5, б), а также не наблюдается четкой границы парогазового канала.



Результаты:

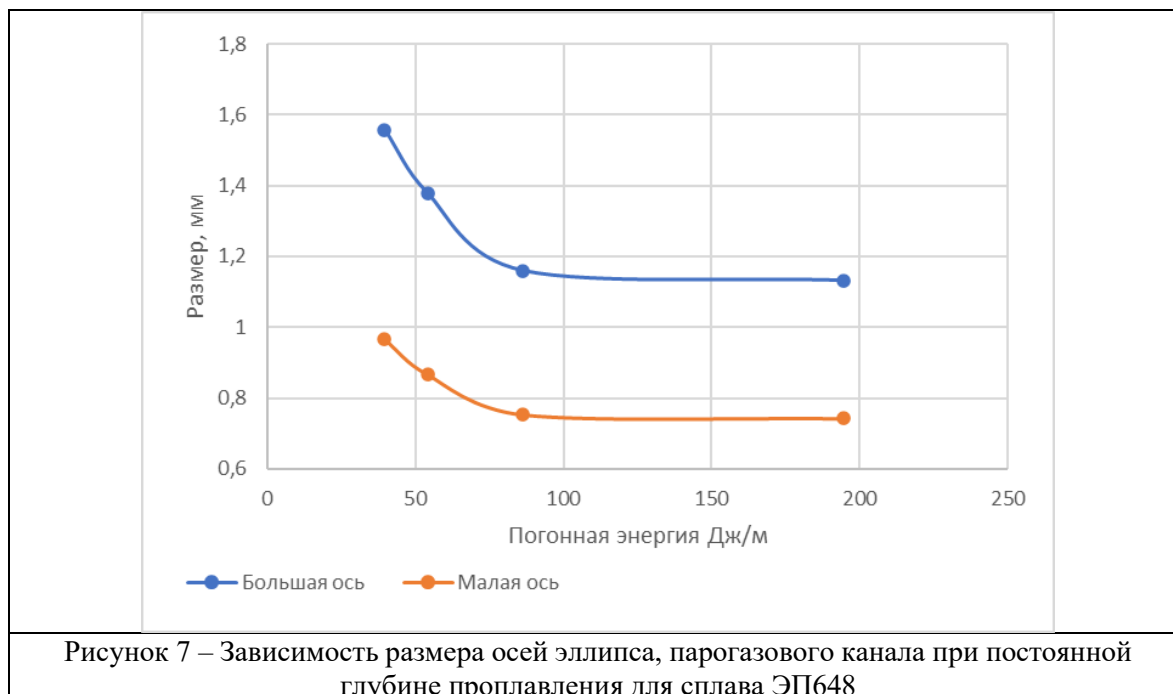
На основании проведенных экспериментов были получены зависимости ширины сварного шва на разной глубине в зависимости от тока и скорости сварки. На рисунке 6 изображена зависимость ширина шва на глубине $Z = 0.5$ и 1.25 мм соответственно от параметров электронно-лучевой сварки при постоянной глубине проплавления 3 мм.



Видно, что в рамках одного сечения по глубине шва с ростом скорости и тока сварки ширина после усиления изменяется не

значительно. Так же влияние параметров ЭЛС на ширину шва по глубине уменьшается при постоянной глубине проплавления.

При постоянной глубине проплавления 3 мм на сплаве ЭП648 наблюдается уменьшение размера верхней части парогазового канала, что изображено на рисунке 7.



Коэффициент сжатия эллипса описывающего границу парогазового канала находился в диапазоне 0.62 – 0.65, что свидетельствует о вытянутой форме эллипса в направлении сварки. Стоит отметить, что при постоянной глубине проплавления на разных режимах сварки коэффициент сжатия менялся не значительно в диапазоне 0.62 – 0.65.

При постоянной скорости сварки и регулировке тока электронного пучка наблюдается обратная закономерность рисунок 8, с ростом погонной энергии размер малой и большой осей эллипса, описывающих парогазовый канал, растет.

Коэффициент сжатия эллипса при таких параметрах сварки изменяется в более широком диапазоне 0.8 – 0.92, что говорит о форме парогазового канала более близкой к окружности.

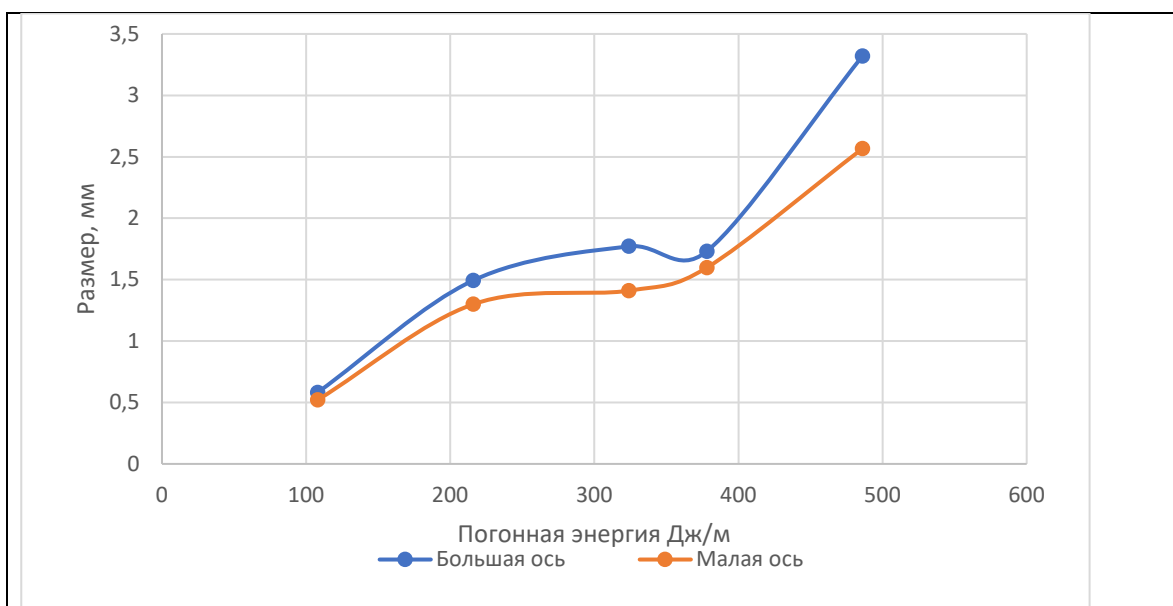


Рисунок 8 – Зависимость размера осей эллипса, пароголового канала при постоянной скорости сварки для T_i

Пароголовый канал в процессе сварки изменяет размер большой и малой оси эллипса из-за неравномерности процесса, но периодически происходит схлопывание пароголового канала и заполнение его жидким металлом. На рисунке 9 показана зависимость частоты схлопывания пароголового канала от тока электронного пучка при постоянной скорости сварки 40 м/ч.

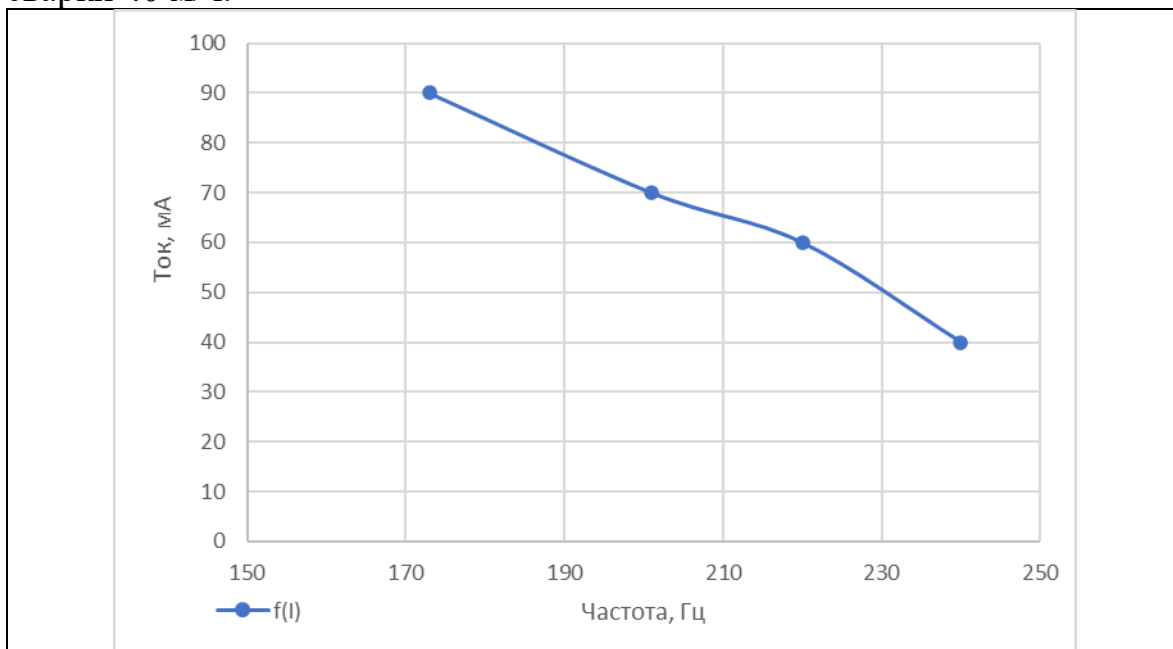


Рисунок 9 – Зависимость частоты схлопывания пароголового канала от тока сварки при постоянной скорости сварки, T_i

Видно, что при росте тока электронного пучка частота схлопывания парогазового канала уменьшается, что связано с более интенсивным парообразованием.

Выводы

Отработана методика высокоскоростной видеосъемки и обработки видеофайлов для получения параметров парогазового канала. Получены экспериментальные зависимости параметров парогазового канала от параметров электронной лучевого воздействия на никелевый и титановый сплавы. Получена экспериментальная зависимость частоты схлопывания парогазового канала от тока электронного пучка.

Литература

1. Сидоров В.П., Мельзитдинова А.В. Электронно-лучевая сварка. Технологические особенности и оборудование / Сидоров В.П., Мельзитдинова А.В. – Тольятти: Издательство ТГУ, 2013 г. – с. 592

ОЦЕНКА ПОЛОЖЕНИЯ СТЫКА В ПРОЦЕССЕ ЭЛС НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ВТОРИЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ТОКА В ПЛАЗМЕ

Румянцев Е.Н., Драгунов В.К., Щербаков А.В., Марченков А.Ю.,
Слива А.П., Гончаров А.Л.

Abstract

The aim of the article is to develop new methods for correcting the beam spatial position relative to the welded joint during electron beam welding (EBW) based on identifying the regularities of in thermionic emission current changes from the surface of the weld pool, registered on both sides of the joint. The features of the secondary electron current signal formation in the EBW process and the expediency of using this phenomenon to estimate a weld pool current position relative to the joint are considered. The dependences of the secondary electron current signal variation on the design characteristics of the joint position sensor and its location relative to the weld pool surface are revealed. It is shown that the variance of the amplitude sampling of the secondary electron current signal in the plasma is the most sensitive parameter to a change in the joint position. An algorithm and a method for the control action formation, as well as a system for joint position stabilizing during the EBW have been developed. The application of proposed methods and systems makes it possible to eliminate lack of penetration in welded joints, obtained by EBW.

Аннотация

В настоящей работе представлено описание одного из возможных способов получения оценки положения стыка (сварочной ванны) в процессе ЭЛС, на основе выявленных закономерностей изменения электрического сигнала вторичного электронного тока в плазме, содержащего составляющую тока термоэлектронной эмиссии с поверхности сварочной ванны, коррелирующую с положением стыка.

1. ВВЕДЕНИЕ. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

Использование электронно-лучевой сварки (ЭЛС), помимо иных ее преимуществ [1, 2, 3, 4], обеспечивает получение высококачественных сварных соединений. Использование в качестве источника нагрева пучка ускоренных электронов позволяет получать сварной шов малой ширины при большой глубине проплавления. При этом точность оценки положения стыка, определяемая назначением свариваемых изделий и параметрами технологического процесса сварки, для большинства практически важных случаев должна быть не хуже 0,05-0,30 мм.

Однако, при ЭЛС в сварочном контуре присутствуют дестабилизирующие факторы, негативное влияние которых приводит к динамической нестабильности положения стыка, что является причиной формирования дефектов сварного соединения в виде непроваров в корне шва. Указанные дефекты снижают работоспособность сварного соединения из-за ослабления рабочего сечения и создания очагов

концентрации напряжений в шве [5]. Временное распределение, т.е. зависимость вида, количества одновременно воздействующих факторов, их интенсивность и т.д. от времени (термические деформации свариваемого изделия, дефекты технологической оснастки, неточности установки свариваемого изделия относительно оси пучка и т.д.) носит случайный характер.

Стабилизация основных параметров процесса ЭЛС не гарантирует устранение указанных дефектов.

Необходимым условием их устранения является использование оценки текущего положения стыка с целью стабилизации его положения в ходе ЭЛС.

Теоретически для формирования оценки может быть использовано любое сопутствующее процессу ЭЛС вторичное явление: электромагнитные излучения или эмиссии заряженных частиц из области взаимодействия при условии наличия зависимости электрического сигнала, получаемого в ходе преобразования вторичного явления, от текущего положения стыка [6, 7].

Однако, процессы образования сварочной ванны и формирования парогазового кратера оказывают негативное влияние на динамические, статистические и усредненные параметры электрических сигналов вторичных явлений, что существенно ослабляет и искажает зависимость их параметров от текущего положения стыка, затрудняя получение оценки положения стыка в ходе ЭЛС [2-4].

Существенно ослабить негативное влияние указанных процессов факторов на информационный сигнал удастся на основе применения сканирования стыка остросфокусированным пучком электронов, без оплавления его кромок. Подготовка кромок по всей длине стыка в виде заранее выполненного гарантированный зазора, технологический бурта или V-разделки кромок обеспечивает устойчивое формирование сигнала и при известных параметрах сканирования оценка текущего положения стыка становится доступной инструментальному измерению.

Относительная простота получения такой оценки является причиной применения сканирования стыка с целью получения информационного сигнала и реализации систем совмещения электронного пучка с плоскостью стыка на основе сканирования.

Известны системы с самообучением, у которых процессы сварки и слежения разнесены во времени; системы с автоматическим слежением в процессе сварки, когда пучок номинальной мощности выносится из сварочной ванны и однократно пересекает стык на расстоянии 10 – 70 мм впереди сварочной ванны; системы с автоматическим слежением в процессе сварки, когда модулируется мощность пучка и осуществляется

высокоскоростное сканирование стыка пучком пониженной мощности, а также система, использующая отдельную вспомогательную электронную пушку малой мощности, располагаемую непосредственно на корпусе основной сварочной пушки [9,10,11, 23, 24].

Однако получаемая оценка соответствует положению стыка при отсутствии парогазового кратера, то есть до начала проведения ЭЛС, либо положению стыка на значительном расстоянии впереди от сварочной ванны.

А это фактически означает возникновение дополнительной составляющей погрешности, характерной для данной методики формирования оценки положения. Кроме того, указанный способ формирования оценки положения не обладает свойством инвариантности относительно мощности пучка и оказываются жестко привязанными к уровню его мощности.

Вместе с тем, для процесса ЭЛС характерно наличие низкотемпературной плазмы над поверхностью сварочной ванны [12,13,14]. Плазма, являясь потенциальной ловушкой для медленных электронов, покидающих зону сварки, обеспечивает прохождение значительного тока, направленного к коллектору заряженных частиц при установке его над ванной. Плотность тока насыщения термоэлектронной эмиссии j и температура поверхности ванны связаны уравнением Ричардсона-Дэшмана.

Поэтому, например, в процессе сварки сплава АМгб, изменение температуры поверхности ванны на 2% ведет к изменению плотности тока термоэлектронной эмиссии более чем на 170%.

Следует отметить, что при изменении положения стыка относительно сварочной ванны (смещение стыка) его перемещение в область спада кривой плотности распределения мощности, а так же и наличие зазора с высоким термическим сопротивлением на трассе распространения тепловых потоков, отводимых в свариваемые кромки, приводит к нарушению их симметрии, что изменяет теплосодержание расплавленного металла кромок.

А это что фактически означает возникновение и формирование асимметрии (неравномерности) температур кромок ΔT , что ведет к возникновению асимметрии величин плотности тока термоэмиссии Δj с их поверхностей [15,16,17,18]

Изменения плотности тока термоэлектронной эмиссии Δj , вследствие смещения стыка, приведут к появлению в составе вторичного электронного тока в плазме составляющей тока термоэмиссии, связанной функциональной зависимостью с положением стыка.

Поэтому на основе использования закономерностей изменения сигнала вторичного электронного тока в плазме, содержащего в своем составе составляющую тока термоэмиссии и осуществления инструментального анализа вторичного тока в плазме, становится возможным получение оценки текущего положения стыка (сварочной ванны).

2. Методика исследований

Для исследований использовали однородные пластины толщиной 20 мм из алюминиевого сплава АМг6. Электронно-лучевую сварку проводили при ускоряющем напряжении 30 кВ со скоростью 15 м/ч.

Вторичный электронный ток в плазме регистрировали помощью датчиков положения стыка $D1$ и $D2$ в виде вертикальной линейной решетки, состоящие из $K_1...K_N$ одиночных коллекторов (рис.1), расположенных по обоим сторонам стыка

На коллекторы датчика подавали положительный потенциал 40-80 В. Выбором места установки датчика, путем изменения размеров $b1$, $b2$, $h1$ и $h2$, а также ширины одиночного коллектора Δ обеспечивали придание датчику свойств пространственной избирательности.

Для оценки статистических характеристик регистрируемого вторичного электронного тока использовали аппроксимацию на основе импульсного случайного процесса, а для оценки его энергетических характеристик - аппроксимацию на основе частного случая импульсного случайного процесса - дробовый шум [19, 20, 21, 22].

Сигнал в выходной цепи одиночного коллектора определяли как аддитивную смесь информационной составляющей, зависимой от текущего положения стыка и помеховой, не зависимой от положения стыка. При этом предполагали, что спектр сигналов ограничен некоторой максимальной частотой 60-90 кГц и справедливо допущение о наличии у сигналов свойств эргодичности и стационарности [21, 22]

$$U(\tau) = \sum_1^{N-n} u_0(\tau) + \sum_1^n [u_0(\tau)] + [\varepsilon u_1(\tau)G(\gamma)] \quad (1)$$

где $u_0(\tau)$ - помеховая составляющая сигнала, В; $u_1(\tau)$ - информационная составляющая сигнала, В; $G(\gamma)$ - текущее распределение термоэлектронов по углам вылета в вертикальной плоскости, ε - смещение стыка относительно оси сварочного пучка, мм.

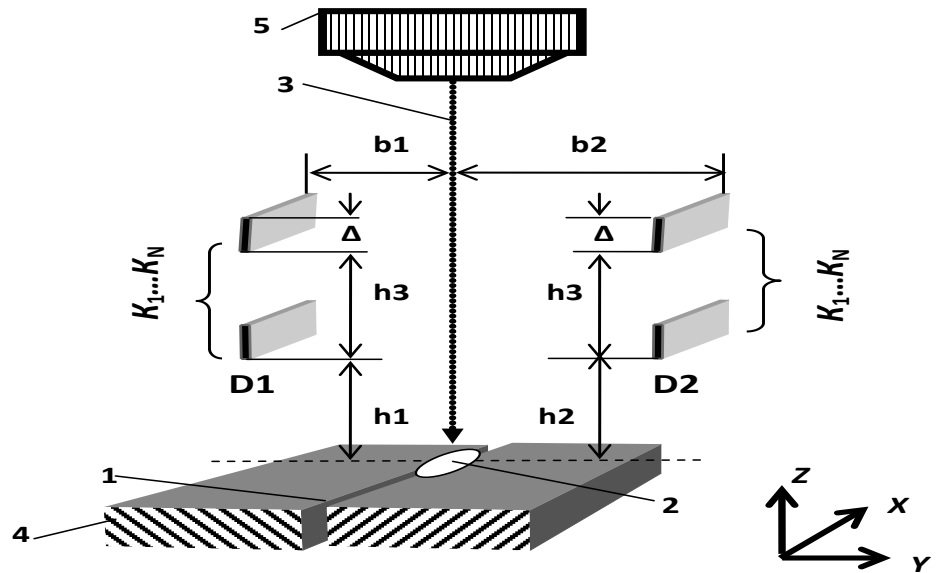


Рис. 1 - Пространственное расположение одиночных коллекторов относительно сварочной ванны и оси сварочного пучка: 1 - стык; 2 - сварочная ванна; 3 - ось сварочного пучка; 4 - изделие; 5 - электронно-лучевая сварочная пушка; b_1, b_2 - расстояние датчик - ось пучка, мм; h_1, h_2 - расстояние датчик - поверхность, мм; h_3 - расстояние между коллекторами; $K_1 \dots K_N$ - одиночные коллекторы; $D1$ и $D2$ - датчики положения стыка; Δ - ширина коллектора, мм

Обработку сигналов, с точки зрения получения максимального различия сигнала $U(\tau)$ между ситуациями $\varepsilon \neq 0$ и $\varepsilon = 0$, проводили с использованием отношения правдоподобия, определяющего алгоритм обработки сигнала и формирования оценки дисперсии амплитудной выборки сигнала $D[U(\tau)]$. Последняя является мерой разброса или рассеяния множества данных и измеряет "чистую" вариацию переменной, слабо зависящую от объема выборки. Наличие или отсутствие смещения сварочной ванны относительно стыка оценивалось на основе использования аналога функции автокорреляции $K(D)$ по дисперсии амплитудной выборки сигнала

$$K(D) = \sum_{l_0}^{l_1} D[U(\tau)]^{-1} \sum_{l_1}^{l_n} D[U(\tau)] \quad (2)$$

где $D[U(\tau)]$ - дисперсия сигнала; $l_0 \dots l_1$ - длина стыка, соответствующая начальному периоду сварки, мм; $l_1 \dots l_n$ - длина стыка, в пределах которой формируются текущая выборка сигнала, мм.

Для осуществления инструментального анализа вторичного электронного тока в плазме и формирования оценки текущего положения

стыка (сварочной ванны) применяли аналоговый измеритель, функциональная схема которого представлена на рис. 2.

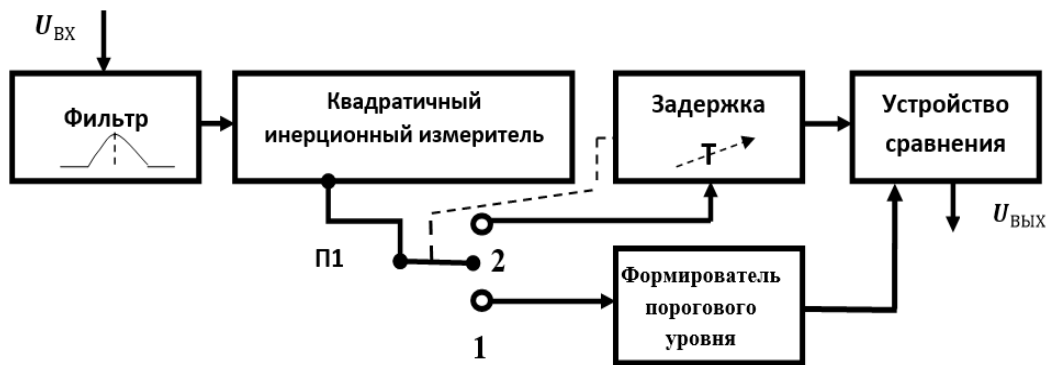


Рис. 2 - Функциональная схема аналогового измерителя сигнала вторичного электронного тока в плазме

формировали выборки сигнала, одна из которых соответствовала начальному периоду сварки и отсутствию смещения сварочной ванны относительно стыка, а другие – текущему положению сварочной ванны через определенные промежутки времени. При этом электрический сигнал от датчика поступал на вход полосового фильтра и далее на закрытый вход квадратичного инерционного измерителя (вольтметра), где выполнялись операции возведения в квадрат и усреднения, то есть осуществлялось формирование оценки дисперсии сигнала.

Далее выходной сигнал измерителя, соответствующий оценке дисперсии начального и текущего значения сигнала поступал на вход устройства сравнения, где в соответствии с (2) происходило формирование сигнала, соответствующего значению аналога функции автокорреляции по дисперсии амплитудной выборки сигнала.

С использованием описанного аналогового измерителя проведены исследования, по выявлению влияния на $K(D)$ как параметров сварки, так и конструктивных особенностей образцов и датчика.

3. Результаты исследований

В результате исследований было установлено, что при регистрации одиночным коллектором вторичного электронного тока, содержащего составляющую тока термоэмиссии с поверхности ванны, сигнал в выходной цепи представляет последовательность неперекрывающихся случайных импульсов, следующих друг за другом (рис. 3, а). После формирования оценки дисперсий и расчета выборок, при наличии смещения стыка, выходной сигнал устройства сравнения имеет форму, представленную на рис. 3, б.

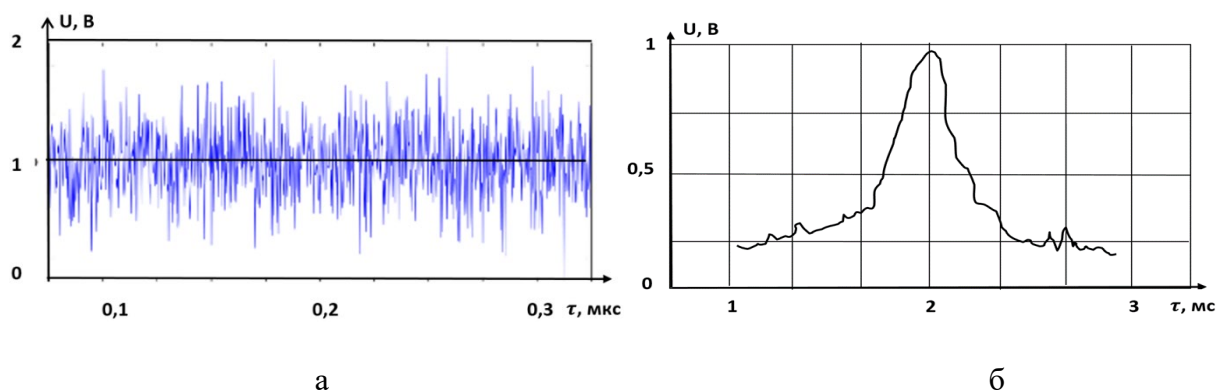


Рис. 3 - Типичные осциллограммы сигналов в выходной цепи коллектора (а) и на выходе устройства сравнения (б)

Влияние материала коллекторов на характер изменения $K(D)$ в процессе сварки представлен на рис. 4.

Характер изменения $K(D)$ при изменении пространственного

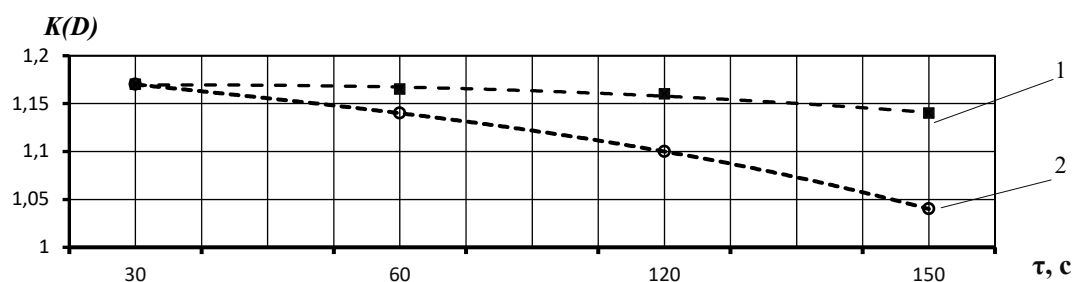


Рис.4 - Влияние свойств материала коллектора на $K(D)$:

1 - вольфрам; 2 - сплав АМг6.

положения одиночного коллектора представлен на рис. 5.

Следует отметить, что по мере его удаления, как от поверхности образца, так и от оси пучка происходит существенное уменьшение значений зависимости $K(D)$. Наиболее вероятная причина этого - возрастание шумовой составляющей сигнала. При этом необходимым условием регистрации является установка коллектора в области пространства над сварочной ванной, где выполняется условие $K(D) > k$, где k – заранее заданный уровень.

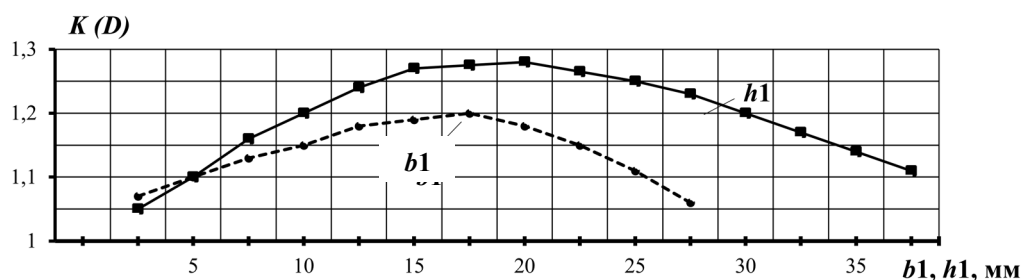


Рис. 5. - Влияние пространственного положения коллектора на $K(D)$ при ЭЛС сплава АМгб: b_1 - удаление коллектора от оси пучка при $h_1=20$ мм; h_1 - удаление коллектора от поверхности ванны при $b_1=17,5$ мм

В процессе регистрации вторичного электронного тока при различной ширине зазора в стыке установили, что характер изменения зависимости $K(D)$ указывает на изменение плотности тока термоэмиссии с поверхностей кромок и исходя из условий эксперимента причиной этого является влияние термического сопротивления зазора на тепловую обстановку в верхней части кратера (рис. 6).

Следует также отметить, что при увеличении тока сварки $K(D)$

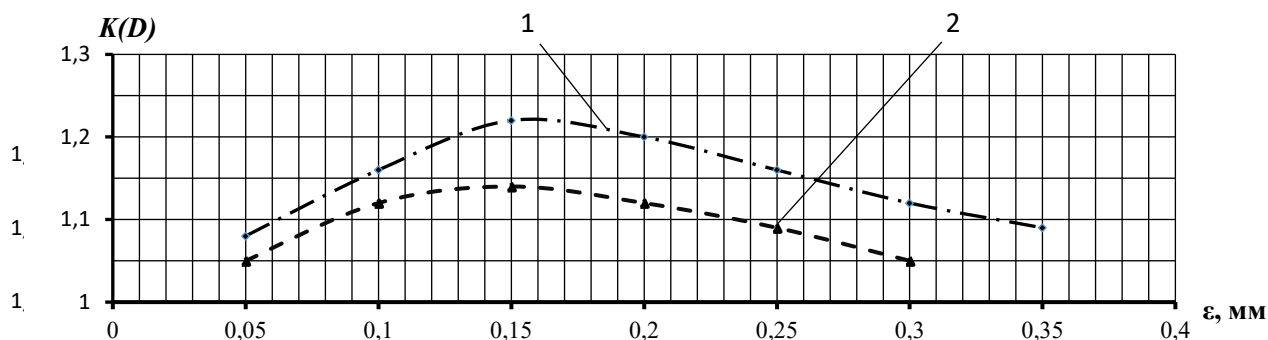


Рис.7 - Характер изменения при сварке сплава АМгб при различных токах пучка и ширине зазора 0,07мм: 1 - 0,1 А; 2 - 0,2А.

различной шириной зазора в стыке (ток сварки - 0,1А): 1 - 0,07мм; 2 - 0,14 мм

растет, что также свидетельствует о нагреве кромок свариваемых пластин до более высоких температур (рис.7).

Характер изменения сигнала вторичного тока при отсутствии смещения стыка (сварочной ванны) при ЭЛС образцов из сплава АМгб, собранных с зазором в стыке и без него, показывает, что при выполнении условия $\varepsilon = 0$ наличие зазора не является фактором изменения формы сигналов (рис. 7). Это фактически означает, что при отсутствии смещения сварочной ванны относительно стыка условия распространения теплового потока через зазор остаются неизменными и отсутствуют нарушения симметрии температурного поля относительно стыка.

Следует отметить существенное уменьшение значений $K(D)$ при удалении коллекторов от поверхности образца, а так же при увеличении их ширины (рис. 1). Увеличение ширины одиночного коллектора

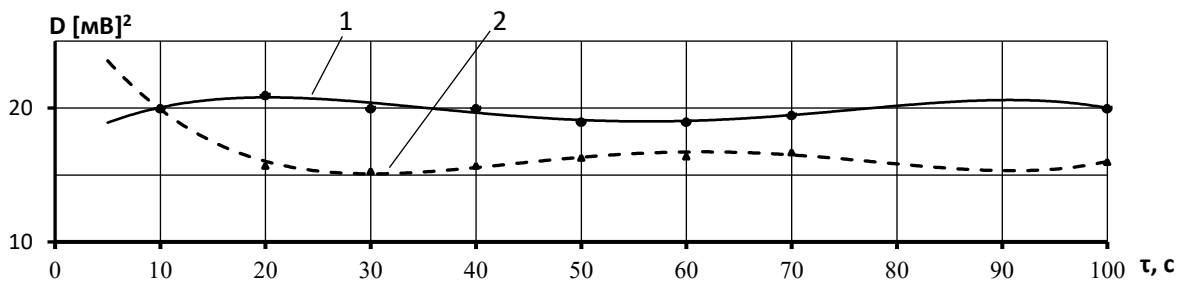


Рис. 7 - Распределение выборочной дисперсии сигнала $D_{(u,\varepsilon)} [U(\tau)]$ при отсутствии смещения: 1 - компактный сплав АМгб; 2 - образец из сплава АМгб с зазором 0,14 мм

приводит к формированию сплошной металлической поверхности, для которой отсутствует зависимость от параметров ее пространственного положения, что ведет к возрастанию шумовой составляющей сигнала.

При использовании датчика в виде вертикальной решетки установили, что такая конструкция обладает свойствами избирательности в вертикальной плоскости. Применение таких датчиков для синхронной регистрации сигналов с поверхности противоположных кромок и обработки сигнала с учетом (1) и (2) позволило установить следующие соотношения:

при смещении стыка вправо относительно оси симметрии сварочной ванны $K(D)_1 < K(D)_2$, а при смещении влево, наоборот, $K(D)_1 > K(D)_2$ (рис. 10), где $K(D)_1$ и $K(D)_2$ — отношение дисперсий амплитудной выборки сигнала с поверхностями левой и правой кромок.

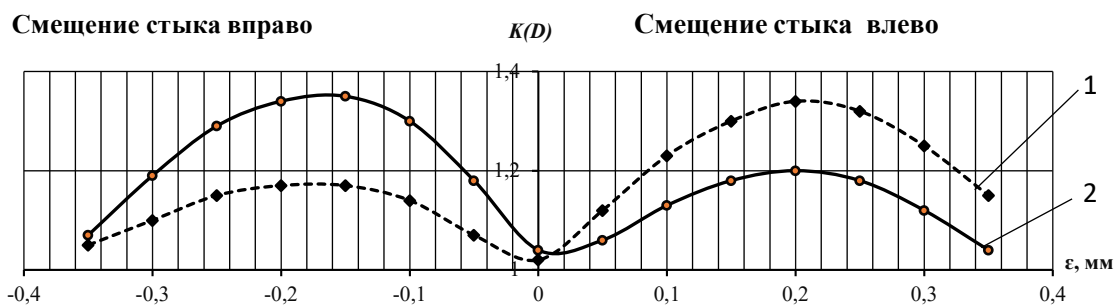


Рис. 8. Характер изменения $K(D)$ при регистрации сигнала с противоположных кромок при ЭЛС сплава АМг6: 1 - сигнал с поверхности левой кромки; 2 - сигнал с поверхности правой кромки

В качестве управляющего сигнала для систем автоматической коррекции положения стыка относительно сварочной ванны удобно использовать отношение $K(D)_1/K(D)_2$ (рис. 9).

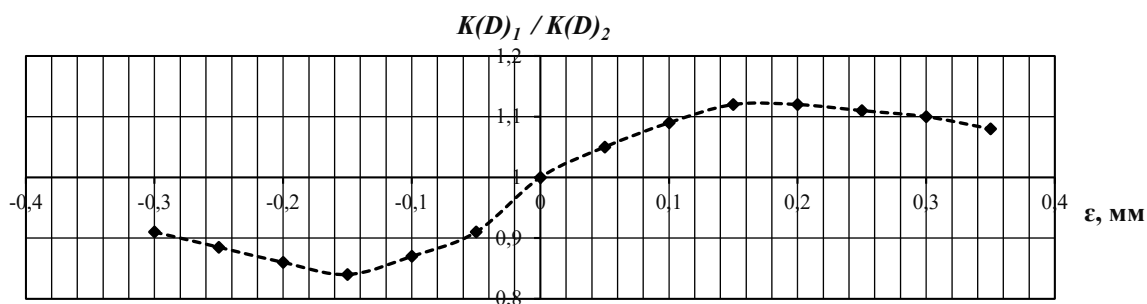


Рис.9. Характер изменения величины $K(D)_1/K(D)_2$ при наличии смещения стыка (сварочной ванны) ϵ .

При значениях $K(D)_1/K(D)_2 < 1$ сварное соединение смещается вправо относительно сварочной ванны и необходимо корректировать это положение до тех пор, пока $K(D)_1/K(D)_2$ станет близким к 1. Наоборот: при $K(D)_1/K(D)_2 > 1$ стык смещается влево относительно сварочной ванны и необходимо корректировать его положение, перемещая его, направо. Показано, что смещение сварочной ванны относительно стыка на 0,1 мм приводит к изменению $K(D)_1/K(D)_2$ примерно на 10% (рис.11), что свидетельствует о высокой чувствительности предлагаемого способа, достаточного для совмещения сварочной ванны со стыком с точностью не хуже $\pm 0,1$ мм.

При значениях $K(D)_1/K(D)_2 < 1$ сварное соединение смещается вправо относительно сварочной ванны, и необходимо корректировать это положение до тех пор, пока $K(D)_1/K(D)_2$ станет близким к 1. Наоборот:

при $K(D)_1/K(D)_2 < 1$ стык смещается влево относительно сварочной ванны, и необходимо корректировать его положение, перемещая его направо.

Показано, что смещение сварочной ванны относительно стыка на 0,1 мм приводит к изменению $K(D)_1/K(D)_2$ примерно на 10% (рис.9), что свидетельствует о высокой чувствительности предлагаемого способа, достаточного для совмещения сварочной ванны со стыком с точностью не хуже $\pm 0,1$ мм.

4. Обсуждение результатов

Результаты показали, что дисперсия амплитудной выборки сигнала вторичного электронного тока в плазме является параметром, наиболее чувствительным к изменениям положения электронного пучка относительно стыка, что позволяет выявлять смещение стыка относительно сварочной ванны путем сравнения двух равноценных по своей значимости и близких по своим свойствам электрических сигналов. Зависимости изменения сигнала вторичного электронного тока от конструктивных характеристик датчика и его расположения относительно поверхности сварочной ванны показывают, что лучшие условия регистрации тока наблюдаются при установке коллектора в области пространства над сварочной ванной, где различие между дисперсиями амплитудных выборок текущих значений сигналов тока и дисперсией амплитудной выборки значений сигнала тока, полученного в начальный период сварки, достигает максимума. Кроме того, в связи с незначительным удалением коллектора от оси пучка и сварочной ванны его поверхность подвергается интенсивному внешнему термическому воздействию, вследствие чего за счет собственной термоэлектронной эмиссии у поверхности коллектора формируется объемный заряд, электрическое поле которого снижает уровень регистрируемого сигнала.

Поэтому значения дисперсий амплитудных выборок начальных и в большей степени текущих значений сигналов тока зависят от эмиссионных свойств материалов, из которых изготавливаются коллекторы. Использование материалов с высокой работой выхода электронов

позволяет снизить напряженность тормозящего электрического поля и является дополнительным условием осуществления регистрации сигнала.

Установленная закономерность изменения аналога функции автокорреляции по дисперсии сигнала вторичного тока показывает, что минимум функции соответствует отсутствию смещения стыка относительно оси симметрии сварочной ванны. При этом сравнение отношений дисперсий амплитудной выборки сигнала с поверхности левой

и правой кромок позволяет оценить текущее положение стыка относительно сварочной ванны.

Так как разработанный метод основан на анализе текущего действительного положения сварочной ванны относительно стыка, то он может эффективно использоваться в том числе при сварке разнородных материалов.

В условиях генерации термоэлектрических токов и сложно прогнозируемого отклонения сварочной ванны относительно стыка вследствие изменения траектории электронного луча в магнитном поле над свариваемыми изделиями, сформированном термоэлектрическими токами.

Следует отметить, что экспериментальные исследования разработанного метода определения положения стыка в процессе электронно-лучевой сварки проводились на сплаве на основе алюминия. Данный материал имеет значительную теплопроводность по сравнению с другими конструкционными материалами: стали, сплавы на основе титана и др. Изменение теплопроводности материала существенно влияет на перераспределение тепловых потоков между свариваемыми кромками, что в свою очередь может как увеличить, так и снизить чувствительность метода.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Казаков, В.А. Состояние и развитие ЭЛС в производстве аэрокосмической техники / В.А. Казаков // Сварочное производство. - 1994. - №11.- С. 2-5.
2. Kazakov V.A. Current state and prospects of the development of electron beam welding in aerospace technology / Welding International. 1995. Т. 9-16. С. 470.
3. M. St. Węglowski, S. Błach, A. Phillips. Electron beam welding – Techniques and trends – Review // Vacuum, Volume 130, August 2016, Pages 72-92
4. V. Adam, U. Clauß, D. v. Dobeneck, T. Krüssel, T. Löwer. Electron Beam Welding. The fundamentals of a fascinating technology, Pro-Beam AG & Co. KGaA, 2011, 98 p.
5. Николаев, Г.А. Сварные конструкции. Расчет и проектирование. Расчет и проектирование / Г.А. Николаев, В.А. Винокуров // Под ред. Г.А. Николаева М. - Высшая школа. - 1990. - 445 с.
6. Назаренко, О.К. Электронно-лучевая сварка / О.К. Назаренко, А.А. Кайдалов, С.Н. Ковбасенко и др.; под ред. Б.Е. Патона. – Киев: Наук. Думка. - 1987. – 256 с
7. Батухтин, В.А. Обработка вторичных излучений для контроля и управления процессом электронно-лучевой сварки [Текст] / В.В. Башенко // Материалы конференции «Электронно-лучевая сварка» МДНТП им. Дзержинского. М. - 1986. - С. 65- 72
8. Stelian-Emilian Oltean. Strategies for monitoring and control with seam tracking in electron beam welding // Procedia Manufacturing 22, 2018, pp. 605–612
9. Пискунов, А.Л. Обзор результатов использования вторичноэмиссионных сигналов для контроля и управления процессом формирования шва при электронно-лучевой сварке / А.Л Пискунов, А.Н. Лялин, В.Е. Щавлев, А.А. Абдуллин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. - 2012. - Т. 14. - № 3. - С. 82-95.
10. Швалеv, Н.А. Методы направления электронного луча по стыку свариваемых кромок (обзор) [Текст] / Н.А. Швалеv Н.А., Э.И. Семенов Э.И., // Сварочное производство. - 2004. - № 2. -С. 25-32.
11. Shvalev N.A., Semenov E.I. Methods of guiding an electron beam on a joint between the weld edges / Welding international. 2004. Т. 18. № 7. С. 565-572.

12. Трушников, Д.Н. Беленький В.Я. Исследование формирования сигнала вторичного тока в плазме при электронно-лучевой сварке с осцилляцией электронного пучка // Сварочное производство. – 2012. – № 11. – С. 9–13.
13. Trushnikov D.N., Belenkii V.Y. Investigation of the formation of the secondary current signal in plasma in electron beam welding with oscillations of the electron beam / Welding International. 2013. Т. 27. № 11. С. 877-880.
14. Беленький, В.Я. О природе вторичного тока в плазме, образующейся в зоне взаимодействия электронного луча при сварке [Текст] / В.Я. Беленький, В.М. Язовских, А.П. Журавлев // Физика и химия обработки материалов. – 1983. – № 6. – С. 128-129.
15. Владимиров Г.Г. Физическая электроника. Часть I. Термоэлектронная эмиссия. Учебное пособие
16. Румянцев, Е.Н. Использование термоэмиссии с поверхности парогазового кратера для контроля положения стыка при ЭЛС / Е.Н. Румянцев, В.Н. Ластовирия // Сварка и диагностика №1. - 2011. - С. 21-26.
17. Ластовирия В.Н., Румянцев Е.Н. К вопросу ведения пучка вдоль свариваемого стыка по току термоэлектронов кромок / В.Н. Ластовирия, Е.Н. Румянцев // Глобальная ядерная безопасность. Научно-практический журнал. № 2-3(4). - 2012. - С. 27-32.
18. Румянцев, Е.Н. Стабилизация положения сварочной ванны относительно стыка при электронно-лучевой сварке / Е.Н. Румянцев, В.К. Драгунов // Третья международная конференция Электронно-лучевая сварки и смежные технологии. Национальный Исследовательский Университет «МЭИ». (12-15) ноября 2019 года. Сборник материалов и докладов – М.: Издательство МЭИ, 2019. - С. 381-397.
19. Горянинов, В.Т. Статистическая радиотехника: Примеры и задачи. Учебное пособие для вузов / В.Т. Горянинов, А.Г. Журавлев, В.И. Тихонов // - Москва: Сов.радио, 1984. - 320 с.
20. Акимов, П.С. Обнаружение радиосигналов. / П.С. Акимов, Ф.Ф. Евстратов и др. - Москва: Радио и связь, 1989. - 288 с.
21. Бакут, П.А. Теория обнаружения сигналов / под ред. П.А. Бакута. / М. Радио и связь. - 1984.- 440 с.
22. Кобзарь, А.И. Прикладная математическая статистика. Для инженеров и научных работников [Текст] / А.И. Кобзарь // -М.: - ФИЗМАТЛИТ. -2006. – С. 23-517.
23. Браверман, В.Я. Автоматическое позиционирование электронного луча по стыку с анализом достоверности информации / Браверман В.Я., Богданов В.В., Оборин Л.А. // Третья международная конференция Электронно-лучевая сварки и смежные технологии. Национальный Исследовательский Университет «МЭИ». (12-15) ноября 2019 года. Сборник материалов и докладов – М.: Издательство МЭИ, 2019. - С. 11-17.
24. Дружинина А.А., Новый метод контроля положения стыка на рабочем токе при электроннолучевой сварке // Дружинина А.А., Лаптенко В.Д., Мурыгин А. В., Петренко В. Е. // Третья международная конференция Электронно-лучевая сварки и смежные технологии. Национальный Исследовательский Университет «МЭИ». (12-15) ноября 2019 года. Сборник материалов и докладов – М.: Издательство МЭИ, 2019. - С. 26-38.

СТАБИЛИЗАЦИЯ ПОЛОЖЕНИЯ СВАРОЧНОЙ ВАННЫ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Румянцев Е.Н.

НИУ «МЭИ»

Аннотация.

Физико-технологические и энергетические особенности электронно-лучевой сварки (ЭЛС) определяют целесообразность ее использования в условиях повышенных требований к качеству и свойствам сварных соединений, что делает ее использование экономически выгодным в том числе и в крупномасштабном производстве при соединении металлов, для которых другие способы сварки плавлением экономически не целесообразны.

Однако, ЭЛС это сложный и многомерный пространственно-временной процесс и качество получаемого сварного соединения определяется результатом совместного действия множества факторов.

При ЭЛС деталей из разнородных материалов, при прочих равных условиях, актуально требование повышения точности регулирования степени проплавления сварных кромок и исключения формирования дефектов вида несплавлений кромок и непроваров в корне шва в условиях динамической нестабильности положения стыка.

Реализация упомянутого требования возможна не иначе как путем стабилизации текущего положения сварочной ванны относительно стыка в реальном масштабе времени непосредственно в ходе ЭЛС.

В настоящей работе рассмотрен способ стабилизации положения сварочной ванны на основе анализа вторичного электронного тока в плазме, содержащего в своем составе составляющую тока термоэлектронной эмиссии с поверхности сварочной ванны, а так же укрупненная функциональная схема устройства стабилизации ее положения.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, разнородные материалы, смещение, термоэлектронная эмиссия, термоэлектроны, электромагнитная отклоняющая система.

Введение.

Сложность и многофакторность процесса ЭЛС совместно с физико-технологическими особенностями сварки разнородных материалов приводят к проблеме регулирования, непосредственно в ходе ЭЛС, степени проплавления кромок свариваемых деталей.

При регулировании степени проплавления за счет фиксированного, по величине, сдвига максимума плотности электронного пучка

относительно стыка в сторону более теплопроводного материала крайне проблематично учесть различие теплофизических свойств материалов и вызванное этим перераспределение тепловых потоков между свариваемыми кромками. Кроме того, выбор величины сдвига осуществляется априорно до ЭЛС на основе структурной диаграммы Шеффлера, что не позволяет учесть в полной мере физико-технологические характеристики и особенности ЭЛС.

Представляется так же проблематичным использование для этой цели таких сопутствующих процессу ЭЛС явлений, как вторично-электронная эмиссия или тормозное рентгеновское излучение [1- 3].

Следует отметить, что стабильность основных параметров процесса ЭЛС и сварочного оборудования не гарантирует решение указанной проблемы.

Регулирование степени проплавления становится возможным на основе использования оценки текущего положения сварочной ванны (стыка) относительно сварочного пучка. Оценка формируется на основе результатов анализа вторичного электронного тока в плазме, регистрируемого по обеим сторонам стыка и содержащего составляющую тока термоэлектронной эмиссии с поверхности ванны.

Формирование оценки положения осуществляется в условиях, когда полезный сигнал и помеха по своей структуре и статистическим свойствам близки к нормальному стационарному случайному процессу.

Постановка задачи

Задача регулирования степени проплавления кромок свариваемых деталей при ЭЛС разнородных материалов может быть сведена к выбору критерия определяющего величину сдвига максимума плотности электронного пучка Δ относительно стыка с учетом различия теплофизических свойств материалов, последующего сдвига максимума плотности относительно стыка на некоторую величину Δ и стабилизации положения ванны, сдвинутой на величину Δ относительно стыка, в реальном масштабе времени в ходе сварки.

Методика проведения исследований

В настоящей работе рассмотрен один из возможных способов стабилизации положения сварочной ванны на примере ЭЛС стыкового

сварного соединения стали 12Х18Н10Т и меди МЗ при их нагреве быстро движущимся линейным источником.

В начальный момент ввода теплоты Q , момент $\tau_1 = 0$, в каждый из контактирующих материалов поступает различное количество теплоты Q_1 и Q_2 .

Допуская, что поверхностная теплоотдача понижает температуру жидкого металла в верхней части парогазового кратера не более чем на 10%, оценка распределения поступающего тепла между кромками может быть определена как [4]:

$$\frac{Q_1}{Q_2} = \frac{S_1 \cdot \sqrt{c_1 \rho_1 \lambda_1}}{S_2 \cdot \sqrt{c_2 \rho_2 \lambda_2}}; \quad Q = Q_1 + Q_2 \quad (1)$$

где S_1 и S_2 - площадь поперечного сечения, м²; $c_1 \rho_1 \lambda_1$ и $c_2 \rho_2 \lambda_2$ - теплофизические величины: теплоемкость, плотность и теплопроводность, индекс 1 соответствует меди, индекс 2 - стали, соответственно.

В момент ввода теплоты Q , момент $\tau = 0$, асимметрия Q_1 и Q_2 является причиной асимметрии распределения приращений температур в левой и правой

свариваемых кромках - $\Delta T_1 \neq \Delta T_2$, которая в установившемся режиме не должна изменяться. Поступление теплоты в хвостовую часть сварочной ванны осуществляется за счет переноса ее жидким металлом в процессе его движения вдоль боковых стенок кратера. Перенос жидкости в ванне определяет закономерности перераспределения тепла, вводимого в металл сварочным пучком. С точки зрения возможности получения инструментальной оценки отношения (1) представляет интерес характер движения жидкого металла в условиях различия $\rho_{ж}$ и ν жидкостей, а именно: оценка уровня различия скоростей переноса жидкости и степень влияния вязкости каждой из них на характер движения [5,6].

Скорость переноса жидкого металла $u_{ж0}$ определяется соотношением:

$$u_{ж0} = \frac{1}{a_{ж0}} \int_0^{a_{ж0}} u_{ж} dx = \frac{\tau_{кас.} \cdot a_{ж0}}{2 \cdot \nu \cdot \rho_{ж}} \quad (2)$$

где $\tau_{кас.}$ - касательное напряжение; $a_{ж0}$ - толщина пленки жидкого металла, м; $\rho_{ж}$ - плотность жидкого металла: стали 6600 кг/м³; меди - 8000 кг/м³;

ν - коэффициент кинематической вязкости $\text{м}^2/\text{с}$, $\nu = \frac{\mu}{\rho_{\text{ж}}}$, где μ - коэффициент динамической вязкости, $\text{Па}\cdot\text{с}$; $a_{\text{ж0}}$ и \bar{r}_e связаны между собой через параметр $\chi \equiv \frac{a_{\text{ж0}}}{\bar{r}_e}$, $\chi = 0,2 - 0,3$,
 \bar{r}_e - средний радиус пучка на длине его взаимодействия с металлом, м

Оценка уровня различия скоростей переноса жидкого металла представлена в виде отношения:

$$\frac{u_{\text{ж0Cu}}}{u_{\text{ж0Fe}}} = \frac{\nu_{\text{Cu}} \cdot \rho_{\text{жCu}}}{\nu_{\text{Fe}} \cdot \rho_{\text{жFe}}} \quad (3)$$

Степень влияния вязкости каждой из них на характер движения, в предположении, что жидкий металл обладает свойствами несжимаемой жидкости, оценена с помощью безразмерного критерия - числа Рейнольдса Re :

$$Re = \frac{I_{\text{п}} \cdot a_{\text{ж0}}^2}{2 \cdot \pi \cdot h \cdot \bar{r}_e \cdot \nu^2 \cdot \rho_{\text{ж}}} \sqrt{\frac{m_e}{2 \cdot e \cdot U_{\text{уск}}}} \quad (4)$$

где $I_{\text{п}}$ - ток пучка, А; $a_{\text{ж0}}$ - толщина пленки жидкого металла, м; ν - коэффициент кинематической вязкости, $\text{м}^2/\text{с}$; \bar{r}_e - средний радиус пучка на длине его взаимодействия с металлом, м; $\rho_{\text{ж}}$ - плотность жидкого металла, $\text{кг}/\text{м}^3$; m_e - масса электрона, кг; $U_{\text{уск}}$ - ускоряющее напряжение, кВ; $I_{\text{п}} = 0,33\text{А}$; $a_{\text{ж0}}$ и \bar{r}_e связаны между собой через параметр $\chi \equiv \frac{a_{\text{ж0}}}{\bar{r}_e}$, $\chi = 0,2 - 0,3$; $\bar{r}_e = 0,8 \cdot 10^{-3}$ м; $a_{\text{ж0}} = 0,24 \cdot 10^{-3}$ м; $U_{\text{уск}} = 30$ кВ; h - глубина проплавления, м;

Полученные оценки чисел Re для меди $\approx 8,05$ и для стали $\approx 10,05$, а так же различие скоростей $(u_{\text{ж0Cu}}) / (u_{\text{ж0Fe}}) \approx 2$, позволяют сделать вывод о том, что при прочих равных условиях, в данном конкретном случае, вязкость оказывает влияние на характер движения жидкого металла в ванне или что фактически одно и то же на характер распределения поступающего тепла между кромками.

Сдвиг максимума плотности мощности пучка

При ЭЛС однородных материалов максимума плотности мощности пучка на поверхности (центр пятна нагрева) 4, ванна (пятно нагрева) 3 расположены симметрично относительно стыка 1 и удельная плотность мощности распределяется равномерно по обе его стороны стыка $P_{\text{л}} = P_{\text{п}} = 0,5 \cdot q_2$, где $P_{\text{л}}$ и $P_{\text{п}}$ - плотность мощности на поверхности левой и правой кромок, соответственно; q_2 - удельная плотность мощности (рис. 1):

$$q_2 = \frac{I \cdot U}{\pi \cdot r^2} \quad (5)$$

r - радиус электронного пучка; I и U - ток пучка и ускоряющее напряжение, соответственно

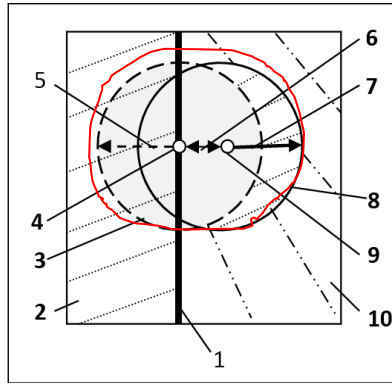


Рис. 1 Влияние сдвига Δ на положение сварочной ванны (пятна нагрева) относительно стыка

1-стык; 2- левая свариваемая кромка; 3- внешние границы ванны (пятна нагрева) до сдвига; 4-точка максимума плотности мощности пучка на поверхности (центр пятна нагрева) до сдвига; 5-радиус пучка; 6- сдвиг максимума плотности мощности; 7- радиус пучка; 8 – границы положения ванны (пятна нагрева) после сдвига; 9- точка максимума плотности мощности пучка на поверхности (центр пятна нагрева) после сдвига; 10 - правая свариваемая кромка

При ЭЛС разнородных материалов при сдвиге максимум плотности пучка переместится из положения 4 в положение 9, ванна займет положение 8, что приведет к не равномерному распределению q_2 по обеим сторонам стыка: площадь ванны на поверхности правой кромки возрастет (отмечено штриховкой) и уменьшится на поверхности левой. Перемещение ванны осуществляется в пределах поверхности, ограниченной эллипсом (выделено красным) с осями - большая $(r + \Delta)$ и малая r .

При этом разность площадей эллипса и ванны $[(\pi \cdot r^2) + (\pi \cdot r \cdot \Delta) - (\pi \cdot r^2)]$, а площадь кромок уменьшится / увеличится на $0,5(\pi \cdot r \cdot \Delta)$ и площадь ванны (пятна нагрева) на поверхности левой кромки становится $[(0,5 \cdot \pi \cdot r^2) - (0,5 \cdot \pi \cdot r \cdot \Delta)]$, на поверхности правой кромки – $[(0,5 \cdot \pi \cdot r^2) + (0,5 \cdot \pi \cdot r \cdot \Delta)]$.

Оценка отношения $\frac{Q_1}{Q_2}$, при прочих равных условиях, с учетом сдвига максимума плотности электронного пучка Δ относительно стыка может быть представлена как:

$$\frac{r + \Delta \cdot r}{r - \Delta \cdot r} = \frac{r(1 + \Delta)}{r(1 - \Delta)} \quad (6)$$

Та же оценка, но с учетом смещения стыка ε в сторону правой кромки в следствии динамической нестабильности положения стыка и при наличии сдвига Δ в ту же сторону:

$$\frac{r + \Delta \cdot r + \varepsilon \cdot r}{r - \Delta \cdot r - \varepsilon \cdot r} = \frac{r(1 + \Delta + \varepsilon)}{r(1 - \Delta - \varepsilon)} \quad (7)$$

Исполнительное устройство

В качестве исполнительного устройства, обеспечивающего сдвиг максимума плотности, может быть выбрана электромагнитная отклоняющая система с двойным отклонением электронного пучка (рис.2). Данный тип исполнительного устройства удовлетворяет требованиям высокой эффективности, малых габаритов и широкого диапазона частот.

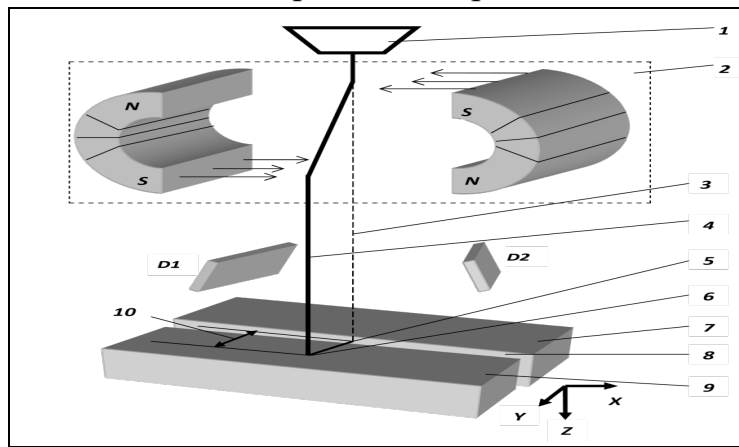


Рис.2. Пространственное расположение оси сварочного пучка относительно свариваемой поверхности и датчиков электронов: 1 - электронно-лучевая сварочная пушка; 2 - электромагнитная отклоняющая система; 3 - положение пучка при отсутствии отклонения; 4 - положение отклоненного пучка; 5 - точка падения неотклоненного пучка; 6 - точка падения отклоненного пучка; 7 - правая свариваемая кромка, материала - сталь 12X18H10T; 8 - зазор в стыке; 9 - левая свариваемая кромка, материал - медь М3;

10 - сдвиг пучка Δ ; D1 и D2 - датчики электронов

В состав исполнительного устройства 2, входят электромагниты, выполненные на магнитопроводах П-образной формы. Обмотка электромагнитов намотана на средних частях магнитопроводов и не занимает пространства в направлении вдоль оптической оси сварочной пушки. Магнитопроводы установлены разноименными полюсами друг против друга с одинаковыми зазорами, что обеспечивает симметрию магнитного поля в каждом из них. Центры зазоров лежат на оси пучка 3,

который последовательно проходит каждый из зазоров, отклоняясь в каждом из них в одной и той же плоскости, но в противоположных направлениях на одинаковые углы 4 при этом пучок сохраняет параллельность оптической оси.

Оценка температуры поверхности и модель информационного сигнала

В данном конкретном случае в установившемся режиме признаком оптимальной степени проплавления кромок является симметрия температур слева T_1 и справа T_2 от стыка $T_1 \neq T_2$.

Прямое измерение температуры в ходе ЭЛС представляется крайне проблематичным. Однако, величина температуры в верхней части поверхности ванны (кратера) связана с плотностью тока насыщения $j_{ТЭ}$ термоэлектронной эмиссии с ее поверхности экспонентной зависимостью через уравнение Ричардсона-Дэшмана [7,8]. Принимая температуру поверхности ванны равной $0,7$ от температуры кипения железа $T_{кFe} = 2116$ К получаем $j_{ТЭFe}$ с поверхности стали (левой кромки) - $0,021$ А/см² и с поверхности меди $j_{ТЭCu}$ (правая кромка) - $0,0031$ А/см². (рис.1).

Оценка температуры по обеим сторонам стыка, формируется на основе результатов регистрации вторичного электронного тока в плазме, содержащего в своем составе составляющую тока термоэлектронной эмиссии с поверхности верхней части парогазового кратера. Для этой цели используются датчики тока (положения ванны) на основе одиночного коллектора электронов (рис.2). Выходной ток датчика $I_D(\tau)$ представлен на основе модели в виде аддитивной смеси токов $i_{kFe}(\tau)$ и $i_{kCu}(\tau)$, зависящих от $j_{ТЭFe}$ и $j_{ТЭCu}$:

$$I_D(\tau) = [i_{kFe}(\tau) \cdot \cos\varphi] + [i_{kCu}(\tau) \cdot \cos\varphi] \quad (8)$$

где $\cos\varphi$ - угол отсчитываемый оси пучка по нормали к поверхности.

В качестве модели сигнала $U(\tau)$ выбрана модель на основе аддитивной смеси в предположении того, что спектр сигналов Δf ограничен некоторой максимальной частотой $f_0 = f_{max}$. и справедливо допущение о наличии у них свойств эргодичности и стационарности:

$$U(\tau) = [U_{kFe}(\tau) \cdot \cos\varphi] + [U_{kCu}(\tau) \cdot \cos\varphi] \quad (9)$$

Следует отметить, что электрический сигнал вторичного электронного тока в плазме $U(\tau)$, по своей структуре и статистическим свойствам близок к нормальному стационарному процессу, а также отсутствие в его составе априорно известных или искусственно введенных признаков закон изменения которых отражает характер изменения текущего положения сварочной ванны.

В данном конкретном случае в качестве такого признака использована дисперсия амплитудной выборки электрического сигнала $U(\tau)$ вторичного электронного тока в плазме, полученного в ходе преобразования тока $I_D(\tau)$ каждого датчика $D_{Fe}[U(\tau)]$ и $D_{Cu}[U(\tau)]$, соответственно. Асимметрия температур является причиной асимметрии токов $j_{TэFe}$ и $j_{TэCu}$:

$$D_{Fe}[U(\tau)] - D_{Cu}[U(\tau)] = \min \quad (10)$$

$$D_{Fe}[U(\tau)] / D_{Cu}[U(\tau)] = \min \quad (11)$$

Устройство стабилизации положения сварочной ванны

Функциональная
устройства
стабилизации
представлена

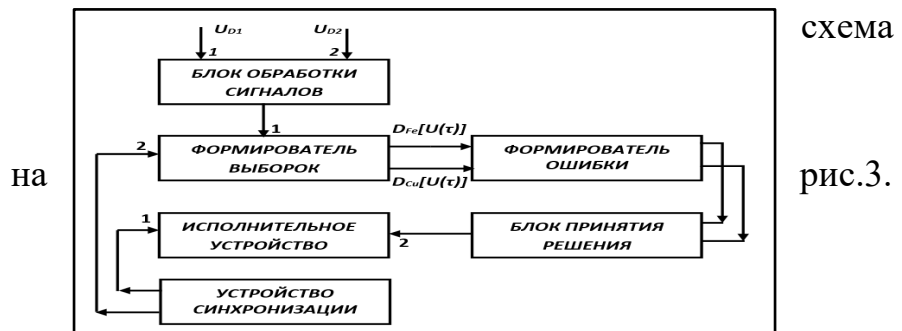


Рис.3. Функциональная схема устройства стабилизации положения сварочной ванны

В начальный период ЭЛС под воздействием управляющего сигнала $U_{упр.}$, поступающего с выхода *Устройства синхронизации* на вход 1 *Исполнительного устройства*, начинается перемещение максимума плотности сварочного пучка. Одновременно с этим, электрические

сигналы U_{D1} и U_{D2} поступают на входы 1 и 2 Блока обработки сигналов, где осуществляется частотная фильтрация и ограничение их динамического диапазона. В устройстве *Формирователь выборок* осуществляется дискретизация сигналов U_{D1} и U_{D2} , формирование сигнальных выборок и оценок выборочных дисперсий выборок. Частота дискретизации, объем выборок и временной интервал между ними определяются командными сигналами, поступающими с выхода *Устройства синхронизации*. Далее осуществляются операции в соответствии с условием (10) или (11) и с выхода устройства *Формирователь ошибки* сигналы поступают на вход *Блока принятия решения*. При принятии решения о том, что разность или отношение дисперсии сигналов достигло своего минимума сигнал $U_{упр.}$ отключается и перемещение максимума плотности пучка прекращается. А это фактически означает заданную величину асимметрии температур слева и справа от стыка $T_1 = T_2$ и нахождение пучка относительно стыка в положении при котором степень проплавления кромок оптимальна.

Обработка сигналов U_{D1} и U_{D2} , формирование оценок их дисперсий, а также операции в соответствии с условием (10) или (11) не прерываются и после окончания перемещения пучка. В случае нарушения условия (10) или (11) в *Блоке принятия решения* формируется управляющий сигнал, который поступает на вход 2 *Исполнительного устройства* и перемещение максимума плотности сварочного пучка продолжается до момента выполнения (10) или (11).

Таким образом, рассматриваемое устройство обеспечивает контролируемый сдвиг максимума плотности электронного пучка, относительно стыка и исключает изменение положения максимума в ходе ЭЛС, то есть осуществляет стабилизацию положения ванны относительно первоначально найденного положения.

ВЫВОДЫ

1. В связи с тем, в данном конкретном случае, при ЭЛС разнородных материалов симметрия температур по обеим сторонам стыка является причиной асимметрии токов термоэлектронной эмиссии с участков поверхности сварочной ванны, расположенных по обеим сторонам стыка, имеется возможность анализировать положение ванны и степень проплавления кромок по параметрам вторичного электронного

тока в плазме, синхронно регистрируемого по обеим сторонам стыка и содержащего составляющую тока термоэлектронной эмиссии.

2. Электрический сигнал вторичного электронного тока в плазме по своей структуре и статистическим свойствам близок к нормальному стационарному процессу, в связи с чем в качестве параметра, отражающего характер изменения текущего положения сварочной ванны относительно стыка использована дисперсия амплитудной выборки сигнала вторичного тока.

3. Минимум разности дисперсий сигналов вторичного тока, регистрируемых с поверхностей левой и правой кромок, соответствует положению ванны относительно стыка при котором степень проплавления кромок оптимальна.

4. Стабилизация положения ванны достигается путем поддержания постоянства разности дисперсий сигналов вторичного тока синхронно регистрируемых по обеим сторонам стыка в ходе ЭЛС.

ЛИТЕРАТУРА

1. Спыну Г., Пастушенко Ю. Современные вторично-эмиссионные системы автоматического направления пучка электронов по стыку при сварке // Автомат.сварка. 1978. № 10. С. 18 - 28.

2. Управление электронно-лучевой сваркой: монография / В.Д. Лаптенко, А.В. Мурыгин, В.Я. Браверман и др; Под ред. В.Д. Лаптенка // САА. Красноярск, 2000. С. 234.

3. Браверман В.Я. Тормозное рентгеновское излучение при электронно-лучевой сварке и его взаимосвязь с параметрами процесса // Вестник СибГАУ. 2008. № 3 (20). С. 117-121.

4. Коновалов, А.В. Теория сварочных процессов: Учебник для вузов / А.В. Коновалов А.С., Куркин Л.И., Макаров В.М., Неровный Б.Ф., Н.К. Якушин; Под ред. В.М. Неровного. // – М. – Изд-во МГТУ им Н.Э. Баумана. - 2007. - 752 с.

5. Рыкалин Н.Н. Основы электронно-лучевой обработки материалов, / Н.Н. Рыкалин // - Москва: - «Машиностроение», 1978. – 238 с.

6. Назаренко, О.К. Электронно-лучевая сварка / О.К. Назаренко, А.А. Кайдалов, С.Н. Ковбасенко и др.; под ред. Б.Е. Патона. – Киев: Наук. Думка, - 1987. – С. 256.

7. Ластовирия В.Н., Румянцев Е.Н. К вопросу ведения пучка вдоль свариваемого стыка по току термоэлектронов кромок / В.Н. Ластовирия, Е.Н. Румянцев // Глобальная ядерная безопасность. Научно-практический журнал. - 2012. - № 2-3(4). - С 27-32.

8. Румянцев, Е. Н. Использование термоэмиссии с поверхности парогазового кратера для контроля положения стыка при ЭЛС / Е. Н. Румянцев, В. Н. Ластовирия // Сварка и диагностика. 2011. № 1. С. 21-25.

Раздел II. Технологии электронно-лучевой сварки и термообработки

Диффузионная сварка поверхностей, предварительно обработанных лазерным излучением

Д.т.н. Люшинский А.В.¹, к.т.н. Петровский В.Н.²

¹ – ООО «Авиационно-космические технологии», г. Москва, Сколково
e-mail: nilsvarka@yandex.ru

² – НИЯУ МИФИ, г. Москва, Россия; e-mail: VNPetrovskij@mephi.ru

Аннотация. Рассмотрена возможность снижения температуры процесса диффузионной сварки (при одних и тех же сварочном давлении и времени выдержки) свариваемых образцов из нержавеющей стали 12Х18Н10Т, поверхность которых предварительно подверглась лазерной обработке. В режимах лазерной обработки изменялась только плотность излучения, а также сканирование луча производили, как в одном направлении, так и во взаимно перпендикулярных направлениях. Показано, что предварительная лазерная обработка способствует образованию качественных соединений при пониженных температурах.

Ключевые слова: диффузионная сварка, лазерная обработка, температура, сварочное давление, нержавеющая сталь

Abstract. Considered opportunity decrease temperature process diffusion welding (at one and those the same welding pressure and time excerpts) joining samples of stainless become 12Cr18Ni10Ti, surface which previously undergone laser processing. At modes laser processing changed only density radiation, also scanning beam produced, as at one direction, so and in mutually perpendicular directions. Shown, what provisional laser treatment promotes formation quality compounds at low temperatures

Key Words: diffusion welding, laser treatment, temperature, welding force, stainless steel.

Введение

При реализации технологии диффузионной сварки применяются различные методы интенсификации процесса формирования неразъемного соединения [1-3]. Это делается с целью снижения термомодеформационного воздействия на свариваемые материалы, сокращения технологического цикла сварки и расширения номенклатуры свариваемых материалов.

В качестве таких основных методов используются [4]:

- промежуточные слои в виде металлических фольг, напыленных и гальванических слоев, ультрадисперсных порошков металлов;
- циклическое изменение температуры процесса и/или сварочного давления;

- введение в зону контакта двух поверхностей ультразвуковых колебаний;
- помещение свариваемых деталей в электростатическое поле;
- предварительное воздействие на свариваемые поверхности ионизирующим излучением, облучение нейтронами, α -частицами, γ -лучами и электронами.

В последние годы самым простым по технике исполнения и востребованным по достигаемым результатам является метод активации свариваемых поверхностей лазерным излучением, тем более с учетом относительной дешевизны используемого оборудования и применяемых технологий подготовки поверхностей и обработки.

В работах [5-] показано, что создание на свариваемых поверхностях рельефа определенной формы путем их лазерной обработки приводит к повышению прочностных свойств соединений из сталей 08X18H10T, 09X17H-Ш, титанового сплава типа 2В, никелевого сплава ХН55МВЦ, полученных диффузионной сваркой. Авторы этих работ исследуют влияние плотности энергии излучения и скорости сканирования лазерным лучом на формирование субмикронных структур, а также рассматривают источники лазерного излучения. При этом они умалчивают о связи данных структур с процессами их пластической деформации при диффузионной сварке.

Цель работы: рассмотреть особенности диффузионной сварки образцов из нержавеющей стали 12X18H10T для определения возможности снижения температуры процесса диффузионной сварки, при которой обеспечивается равнопрочность сварного соединения, и насколько.

Методика проведения работы

Торцы образцов из нержавеющей стали (высота 30 мм и диаметр 16 мм) после токарной обработки имели $R_z=1,2$ мкм.

Свариваемые поверхности предварительно обработаны лазерным излучением на различных режимах плотности излучения (2,1 Дж/см², 3,2 Дж/см² и 4,3 Дж/см², диаметр пятна 220 мкм). Обработку свариваемых торцов осуществляли попарно по двум вариантам: сканирование лазерного луча в одном направлении и сканирование луча в двух взаимно перпендикулярных направлениях. После проведения лазерной обработки производили замер R_z каждого образца на аппарате «Профилограф – профилометр 252», которые показали, что с увеличением плотности излучения высота микронеровностей и их форма изменяются от 13,6 до 45,5 мкм.

Диффузионную сварку образцов производили на специализированной вакуумной установке СДВУ-50 с обеспечением

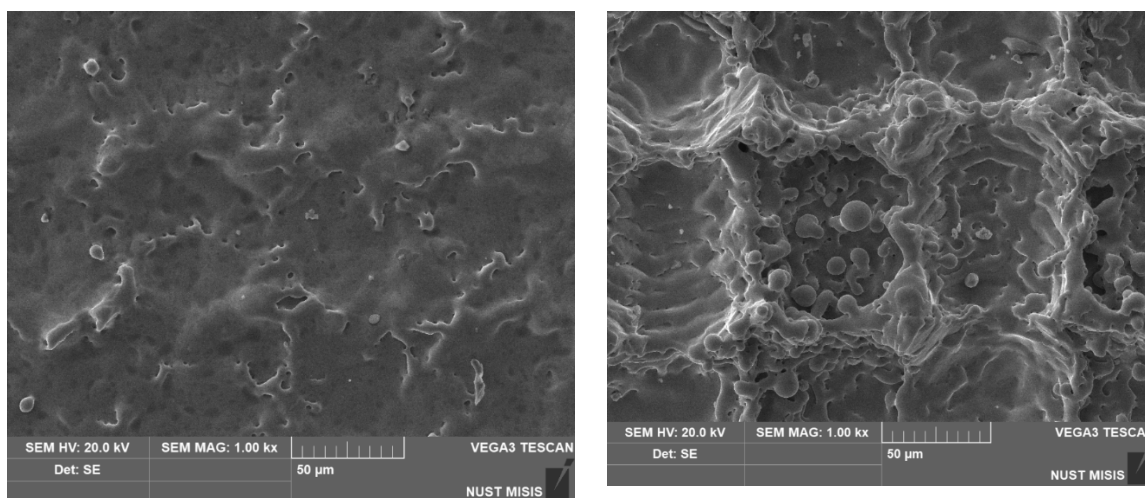
вакуума не хуже $1,33 \cdot 10^{-4}$ мм рт. ст. Параметры режима диффузионной сварки: температура $T_{св} = 800$ °С, сварочное давление $P_{св} = 2$ кгс/мм², время выдержки $t = 15$ мин. Такие параметры выбраны исходя из того, что равнопрочное соединение ($\sigma_B \approx 55$ кгс/мм²) образцов из нержавеющей стали 12Х18Н10Т без какой-либо дополнительной обработки после токарной операции ($R_z = 1,2$ мкм) получали при $T = 1000$ °С, $P = 2$ кгс/мм² и $t = 15$ мин [1].

Из сваренных образцов точили стандартные образцы для механических испытаний на разрыв. Испытания проводили на машине разрывной МР-1У по стандартной методике.

Шлифы сварных соединений для металлографических исследований готовили на оборудовании «Метлаб» по стандартной методике. Металлографические исследования проводили на микроскопе «Olympus», а фрактографические исследования – на сканирующем электронном микроскопе «Tescan Vega 3».

Результаты

На рисунке 1 представлены некоторые виды поверхностей образцов после лазерной обработки. На рисунке 2 – фрактограммы поверхностей тех же образцов после диффузионной сварки и испытаний на разрыв.



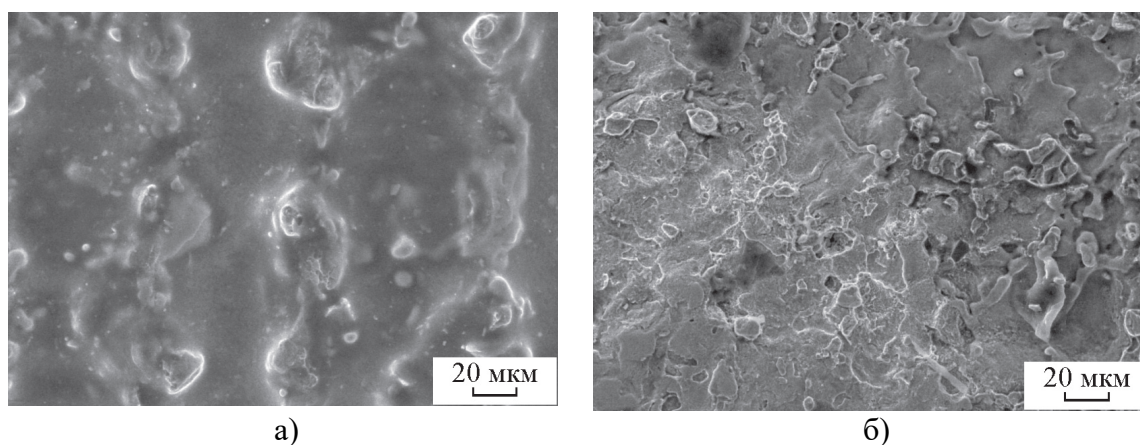
а)

б)

Рисунок 1 – Виды поверхностей образцов стали 12Х18Н10Т, обработанных:
а) при $E = 2,1$ Дж/см²; б) при $E = 4,3$ Дж/см² со взаимно перпендикулярными направлениями обработки перед диффузионной сваркой

Проведенные исследования показали, что максимальная прочность сварных соединений ($\sigma_B = 10,8$ кгс/мм²) проявляется у образцов, имеющих $R_z = 45,5$ мкм, а микронеровности имеют коническую форму,

причем с минимальным углом при вершине. Это полностью согласуется с данными работы [3], в которой показана роль высоты и формы микронеровностей в формировании сварного соединения. Но, с другой стороны, эта прочность гораздо меньше, чем в работе [1].



а) б)
Рисунок 2 – Фрактограммы поверхностей образцов стали 12X18H10T, обработанных: а) при $E=2,1$ Дж/см²; б) при $E=4,3$ Дж/см² со взаимно перпендикулярными направлениями обработки после механических испытаний

Дальнейшие эксперименты показали, что равнопрочность сварных соединений из стали 12X18H10T с предварительной лазерной обработкой свариваемых поверхностей при плотности излучения $4,3$ Дж/см² можно получить при $T=950^{\circ}\text{C}$. Снижение температуры диффузионной сварки на 50°C представляется не таким уж большим достижением, как, например, при использовании ультрадисперсных порошков металлов (там снижение составляет от 300 до 400°C [2,4]), но в ряде случаев может быть применимо.

Заключение

Технология лазерной обработки поверхностей, в дальнейшем подлежащих диффузионному соединению, обеспечивает активацию этих поверхностей и способствует снижению основных параметров диффузионной сварки.

Литература

1. Казаков Н.Ф. Диффузионная сварка материалов. М.: Машиностроение, 1976. – 312 с.
2. Люшинский А.В. Специальные методы сварки. М.: КНОРУС, 2020. – 332 с.
3. Каракозов Э.С. Соединение металлов в твердой фазе. М.: Металлургия, 1976. – 264 с.
4. Люшинский А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов. М.: ИЦ «Академия», 2006. – 208 с.
5. Железнов Ю.А., Малинский Т.В., Миколуцкий С.И., Хасая Р.Р., Хомич Ю.В., Ямщиков В.А. Обработка поверхности титана наносекундным лазерным излучением. Письма о материалах, 2014. Т.4, № 1. С. 45-48.

6. Ёлкин В.Н., Малинский Т.В., Миколуцкий С.И., Хасая Р.Р., Хомич Ю.В., Ямщиков В.А. Влияние облучения наносекундными лазерными импульсами на структуру поверхности металлических сплавов. Физика и химия обработки материалов. 2016. № 6. С. 5-12.

7. Yu.A. Vashukov, S.F. Demichev, V.D. Elenov, T.V. Malinskiy, S.I. Mikolutskiy, Yu.V. Khomich, V.A. Yamshchikov. Laser processing of metal alloys for diffusion welding. Applied Physics. 2019. No. 1. P. 82.

8. Ёлкин В.Н., Малинский Т.В., Хомич Ю.В., Ямщиков В.А. Влияние предварительной лазерной обработки поверхности на механические свойства диффузионного сварного соединения железоникелевого сплава. Физика и химия обработки материалов. 2020. № 3. С. 40-47.

9. Ёлкин В.Н., Малинский Т.В., Хомич Ю.В., Ямщиков В.А. Изменение топографии поверхности бронзы при облучении сканирующим импульсным наносекундным лазерным излучением. Физика и химия обработки материалов. 2019. № 1. С. 27-34.

Оптимизация метода сварки резонаторов для ускорителей заряженных частиц

В.Г. Залесский, И.Л. Поболь, С.В. Юревич, А.И. Поболь

Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь
pobol.igor@gmail.com

Аннотация. При создании ускорителей частиц имеется значительный спрос на ускоряющие сверхпроводящие резонаторы. Для выполнения соединений отдельных элементов из ниобия высокой чистоты может применяться только электронно-лучевая сварка. Рассмотрены особенности процессов изготовления сверхпроводящих резонаторов, включая выполнение ЭЛС, выбор оптимальных параметров сварки листового ниобия применительно к эллиптическим 1,3 ГГц резонаторам типа TESLA и 325 МГц HWR резонаторам.

Ключевые слова: Электронно-лучевая сварка, сварной шов, сверхпроводящий резонатор, ниобий.

Abstract. When creating particle accelerators, there is a significant demand for accelerating superconducting cavities. To create them from high-purity niobium, only electron beam welding can be used. The features of the superconducting cavities manufacturing processes are considered including the implementation of EBW, the choice of optimal parameters of the welding mode of sheet niobium as applied to the 1.3 GHz cavities of TESLA type and 325 MHz HWR cavities.

Keywords: Electron beam welding, weld, superconducting cavity, niobium.

Введение

Ускорители заряженных частиц используются не только для проведения крупномасштабных научных исследований (физика частиц высоких энергий, материаловедение и др.), но и в высокотехнологичных областях промышленности (микроэлектроника, энергетика) и медицине. В частности, потоки частиц применяются для разработки, производства, исследования радиационной стойкости электронной компонентной базы в радиационном материаловедении, для наработки медицинских изотопов, активационного анализа, борнейтронзахватной терапии, синтеза новых материалов, модификации поверхностного слоя материалов и в других наукоемких направлениях. Во многих университетах для образовательных и широкого круга исследовательских задач создаются и широко используются ускорители класса «University class facilities» с энергией частиц от 2 до 50 МэВ и мощностью от 0,1 до 1,0 МВт.

При проектировании и строительстве ускорителей частиц класса мега-сайенс (E-XFEL в DESY (Гамбург), SNS (Оак-Ридж), NICA и

DERICA в Объединенном институте ядерных исследований (ОИЯИ, Дубна), широко обсуждаемого проекта Международного линейного коллайдера в Японии и ряда других) и при реализации менее масштабных проектов имеется значительный спрос на ускоряющие сверхпроводящие высокочастотные (СВЧ) резонаторы. Для их создания из ниобия высокой чистоты принятой в мире технологией является объемное формообразование отдельных элементов с последующей их сваркой. Для соединения компонентов СВЧ ниобиевых резонаторов может применяться только электронно-лучевая сварка, которая позволяет, при соблюдении всех требований чистоты и правильного выбора энергетических параметров процесса, получить необходимую геометрию и сохранить сверхпроводящие свойства материала сварных соединений. Однако, имеются трудности в получении качественных сварных швов при сварке тонколистового ниобия, особенно при освоении новых типов СВЧ резонаторов.

Для выполнения процессов формообразования и ЭЛС требуется изготовление дорогостоящей оснастки (как правило, единичных экземпляров деталей, либо ограниченного их количества). Для проведения трудоемких операций промежуточной обработки соединяемых элементов и финишной обработки рабочей поверхности резонаторов применяется сложная комбинация методов (травление в смеси кислот, электролитическая и абразивная полировки, длительная промывка деионизованной водой под высоким давлением и спиртом). Эти операции требуют использования узкоспециализированного оборудования, большого расхода химических реактивов, энергии, времени и человеческих ресурсов.

Исследования по тематике сверхпроводящих СВЧ ниобиевых резонаторов в ФТИ НАН Беларуси начаты в 2010 г. в рамках совместных работ с ОИЯИ по созданию эллиптических 1,3 ГГц резонаторов типа TESLA [1], которые являются наиболее широко применяемыми и относительно простыми по форме. При строительстве в Дубне линейного ускорителя-инжектора для мега-сайенс проекта «Нуклотрон-NICA» оказались востребованы «полуволновые» HWR сверхпроводящие резонаторы.

Особенности изготовления сверхпроводящих резонаторов

Основными элементами эллиптических резонаторов типа TESLA являются полулучейки, которые соединяются между собой и с трубками пролета пучка (трубками дрейфа). Полуволновые резонаторы имеют более сложную конструкцию, для их изготовления необходимо до 20 деталей из ниобия. Некоторые элементы обоих типов резонаторов

(полуячейки, чашки и др.) изготавливаются из листового материала методами глубокой вытяжки и гидроударной штамповки. Далее после лезвийной обработки отдельные элементы соединяются путем ЭЛС с соблюдением максимально возможной чистоты на всех этапах. Окончательно изготовленная конструкция из ниобия заключается в кожух из сплава титана.

Необходимость получения высокого качества поверхности и точности геометрических размеров сварных соединений при сварке компонентов сверхпроводящих резонаторов из ниобия требует особого внимания к правильному выбору параметров ЭЛС. Должны обеспечиваться полное проплавление листового материала, гладкая поверхность с провисанием обратной стороны сварного шва не более 0,5 мм, отсутствие брызг, колебаний ширины шва, подрезов и т.д. Внутренние поверхности сварных соединений резонаторов являются частью их рабочих поверхностей и в полной мере подвергаются всем операциям поверхностной обработки. Из-за вероятности возникновения дефектов при сварке необходима дополнительная аппаратура для контроля качества и их устранения (фотосъемка внутренней поверхности, рентгенографический контроль, общая или локальная полировка выпуклостей и чешуйчатой поверхности сварного шва, после которой повторяется стандартная процедура обработки поверхности).

Анализ литературных источников по определяющим энергетическим параметрам ЭЛС (ускоряющем напряжении $U_{\text{уск}}$, токе луча $I_{\text{св}}$, скорости сварки $V_{\text{св}}$ и характеристикам распределения энергии в пятне нагрева) ниобия толщиной 1,5-3 мм, применяемого для изготовления сверхпроводящих резонаторов, говорит о существовании широких диапазонов возможных значений всех параметров ЭЛС. Различными изготовителями резонаторов в мире применяется оборудование ЭЛС с использованием ускоряющего напряжения $U_{\text{уск}}$ от 17-20 кВ до 150 кВ, широкий диапазон значений мощности луча, скорости сварки, различные схемы развертки луча. При создании таких изделий требуется самостоятельно разработать комплексную технологию их изготовления.

Материалы, оборудование, методики

При выборе осочистого ниобия были опробованы материалы, произведенные в России, Казахстане, Японии и Китае. Исходя из обязательности использования ниобия с параметром $RRR \geq 300$ (RRR - отношение сопротивлений материала при комнатной и температуре жидкого гелия) и минимизации цены материала для дальнейших исследований выбран листовой ниобий производства Ningxia OTIC

(Китай). При изготовлении 1,3 ГГц резонаторов использованы листы 290×290×2,8 мм. Свариваемые кромки перед ЭЛС доводились до толщины 1,7 мм. Использовались также фланцы (из ниобия с RRR 40) и трубки дрейфа (из ниобия с RRR 300) производства фирмы Heraeus HMT (Германия).



Рисунок 1 – Вид поверхности образцов из ниобия фирмы Ningxia: в исходном состоянии (а) после химического травления в смеси кислот (б, в)

Химическое травление ниобия перед ЭЛС выполняли в смеси кислот HF (38 %), HNO₃ (65 %), H₃PO₄ (85 %) при температуре смеси 10 – 12 °С. Матовая в исходном состоянии поверхность со следами обработки шлифовкой (рисунок 1 а) после травления в течение 100 мин и промывки приобретает металлический блеск (рисунок 1 б). Из-за достаточно больших размеров зерен материала (средний размер зерна свыше 60 мкм) наблюдаются неровности поверхности, обусловленные структурой материала (рисунок 1 в).

ЭЛС проводилась на оборудовании, созданном в ФТИ НАН Беларуси на базе энергоблока ЭЛА-15 (ускоряющее напряжение 60 кВ, максимальная мощность луча 15 кВт, остаточное давление $3 \cdot 10^{-3}$ Па).

Высокочастотные исследования рабочих характеристик изготовленных резонаторов при комнатной температуре и температуре 4,5 К проводились в НИИ ядерных проблем БГУ и НПЦ по материаловедению НАН Беларуси.

Определение используемых диапазонов значений параметров режимов ЭЛС листового ниобия

Изучение взаимосвязи между обобщающим показателем термического воздействия при ЭЛС – погонной энергии сварки $q_{\text{п}}$ ($q_{\text{п}} = U_{\text{уск}} \cdot I_{\text{св}} / V_{\text{св}}$, Вт·мин/см) – и толщиной основного металла позволяет сузить области поиска оптимальных параметров режима ЭЛС материала определенной толщины.

Для соединения деталей из материала толщиной 1,7 мм используемые значения погонной энергии сварки составляют от 40 до 80 Вт·мин/см. При постоянном ускоряющем напряжении ввести необходимое количество тепла можно, комбинируя значения $I_{св}$ и $V_{св}$.

Важнейшим фактором, оказывающим решающее влияние на получение требуемых характеристик сварного шва, является распределение энергии в пятне нагрева. Этот параметр должен обеспечить введение энергии в режиме, с одной стороны достаточном для плавления относительно большого объема металла (ширина шва в несколько раз превышает толщину свариваемого листового металла) и в то же время исключая образование дефектов сварных соединений. Наиболее простым методом достижения требуемого распределения плотности энергии в пятне нагрева показала себя сварка расфокусированным электронным лучом.

Задачей процесса ЭЛС является получение сварного шва с поверхностью обратной стороны шва, максимально близкой к профилю основного металла, что обеспечит впоследствии ее минимальную дополнительную обработку.

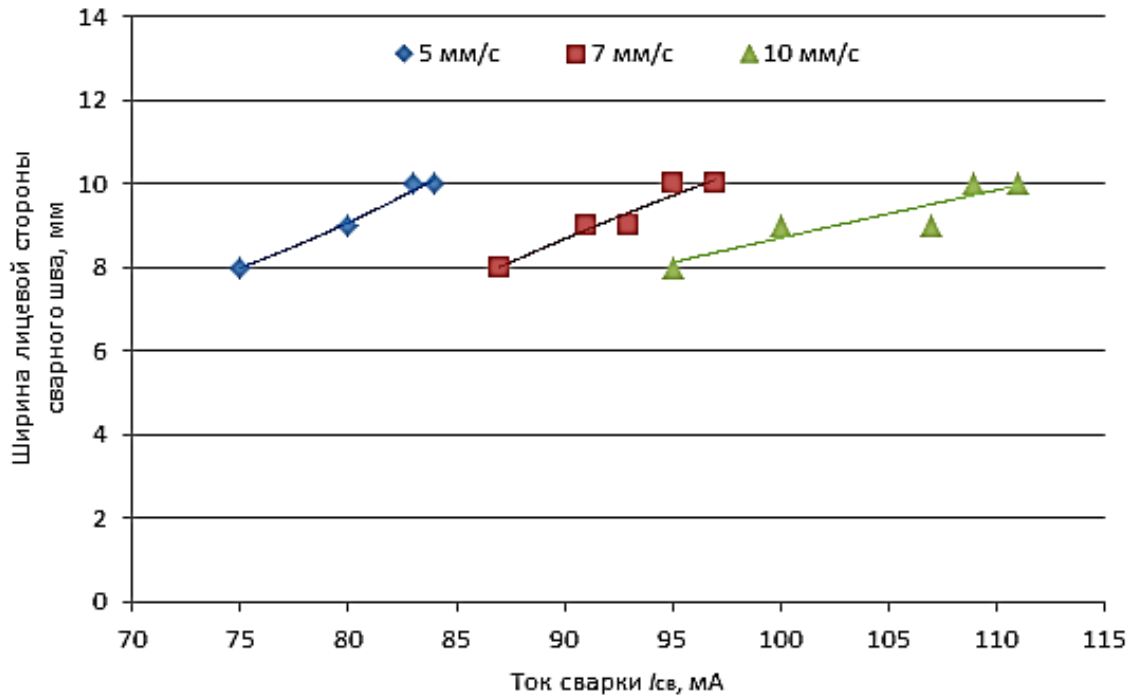
Выбор оптимальных параметров режима ЭЛС листового ниобия

На рисунке 2 представлены зависимости ширины шва с лицевой и обратной сторон от тока луча при различных скоростях сварки (5, 7 и 10 мм/с) ниобия толщиной 3 мм. Остальные параметры электронно-лучевого воздействия оставались неизменными. Использовался ток фокусировки +50 мА к значению для сфокусированного на поверхности свариваемых кромок луча, в нашем случае 637 мА для расстояния от электронно-лучевой пушки до образца 300 мм.

Отработаны режимы ЭЛС соединений полуячеек между собой по экватору и по ирису с трубками дрейфа, трубок дрейфа с фланцами, с использованием которых изготовлены опытные образцы одноячеечного СВЧ ниобиевого резонатора (рисунок 3, а). Наиболее ответственным соединением является сварка двух полуячеек по экватору, обратная поверхность сварного шва которого при финишной обработке доводится до полного соответствия профилю основного металла. Отработанные режимы ЭЛС позволили получить сварной шов, выпуклость с обратной стороны которого не превышает 100-120 мкм при ширине шва более 5 мм (рисунок 3, б). Высота неровностей по границам зерен металла сварного находится в пределах 2-11 мкм. Неровности поверхности шва, обусловленные процессом прерывистой кристаллизации сварочной ванны (чешуйчатость шва), не превышают 1 мкм [2, 3].

Изготовление резонаторов

Высокочастотные испытания изготовленных резонаторов типа TESLA из ниобия при комнатной температуре и температуре 4,5 К показали достижение резонансной частоты 1,3 ГГц и добротности свыше $1,5 \times 10^9$, что свидетельствует о сохранении высокой чистоты материала, соответствии геометрических размеров резонатора требованиям к нему, достижении сверхпроводимости [4,5].



а

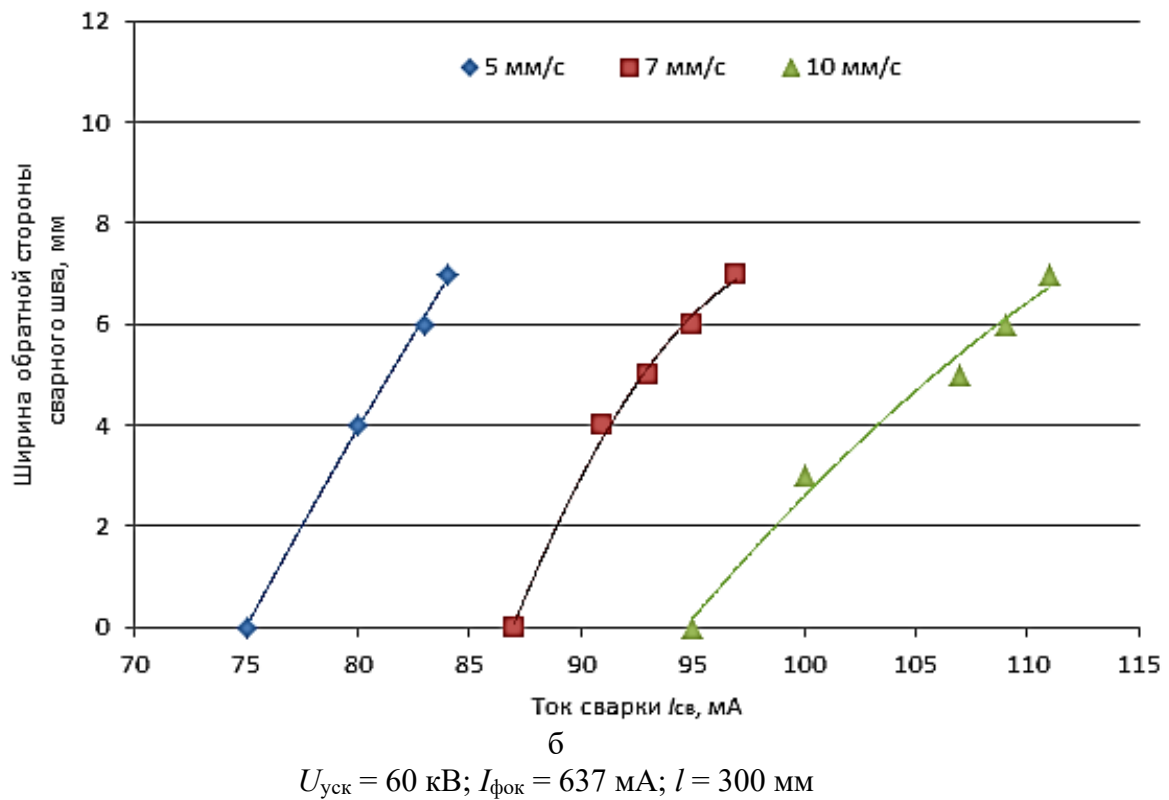
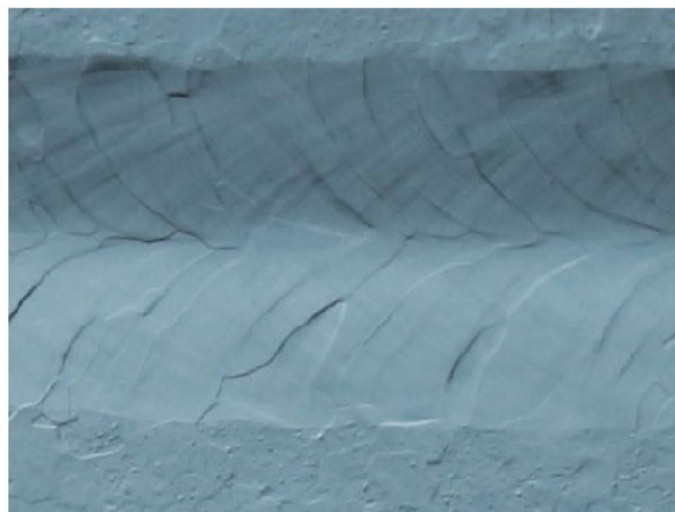


Рисунок 2 – Зависимости ширины сварного шва с лицевой (а) и обратной (б) сторон от тока сварки для различных значений скорости сварки (показаны на рисунках)



а



б

Рисунок 3 – Сверхпроводящий 1,3 ГГц ниобиевый резонатор типа TESLA (а, диаметр экватора ячейки 212 мм) и снимок поверхности обратной стороны сварного шва экватора (б, $\times 10$)

В ФТИ НАН Беларуси совместно с МИФИ (Москва) выполнено конструирование СП HWR резонатора на рабочую частоту 325 МГц

(рис. 4, а), предназначенного для использования в проекте «Нуклотрон-NICA» (ОИЯИ) [6].

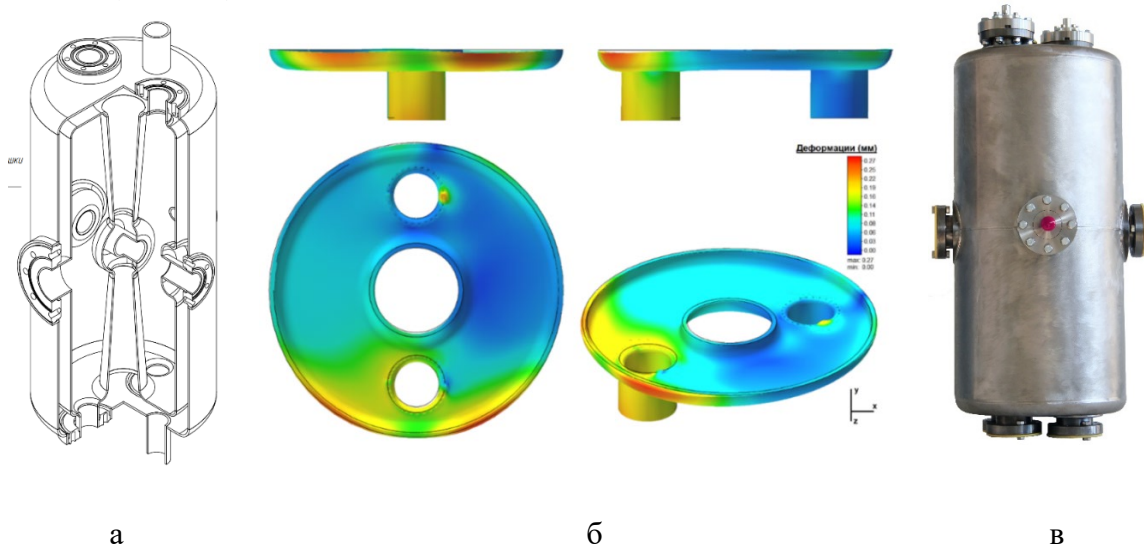


Рисунок 4 – Модель резонатора HWR (а), результаты моделирования результирующих сварочных деформаций при ЭЛС крышки наружного электрода с трубками и HWR резонатор из ниобия (в)

Сложность конструкции и технологии их изготовления многократно выше, чем в случае 1,3 ГГц резонатора. Количество соединений и опасность формирования сварочных напряжений и деформаций в изделии несоизмеримо больше, чем для резонатора типа TESLA. Разработаны термомеханические модели свойств Cu и Nb, пригодные для теоретического анализа сварочных процессов. Проведено конечно-элементное моделирование тепловых полей и напряженно-деформированного состояния резонатора из Cu и Nb, изготавливаемых ЭЛС. Анализ результатов моделирования позволил сравнить эффективность изменения положения точки начала траектории перемещения зоны сварки, направления перемещения источника тепла, а также синхронизации процессов сварки двух швов с целью минимизации сварочных короблений при изготовлении одного из наиболее сложных элементов резонатора HWR (рис. 4, б). Спрогнозированы основные направления деформаций для проектирования специализированной сварочной оснастки, проведена оценка результативности применения сварочных опор и прижимов [7].

Выполненное теоретическое и экспериментальное моделирования процесса ЭЛС позволило изготовить медный и ниобиевый прототипы резонатора HWR (рис. 4, в) [8].

Заключение

Определены диапазоны основных энергетических параметров ЭЛС, обеспечивающих характеристики геометрии сварных швов тонколистового особо чистого ниобия, удовлетворяющие требованиям для сварных соединений компонентов СВЧ ниобиевых резонаторов и позволяющие получить поверхности сварных швов, максимально соответствующие профилю основного металла.

Разработан комплекс технологий, позволивших изготовить опытные партии сверхпроводящих СВЧ эллиптических 1,3 ГГц резонаторов из алюминия, меди (модельных материалов) и ниобия, а также 325 МГц полуволновых HWR резонаторов.

Изготовлены сверхпроводящие ниобиевые СВЧ резонаторы, которые при высокочастотных испытаниях показали сохранение материалом резонатора сверхпроводящих свойств на уровне исходного металла, соответствие геометрии резонатора заданным размерам, достижение требуемых значений резонансной частоты и высокой добротности.

Литература

1. Padamsee H., Knobloch J., Hays T. RF Superconductivity for Accelerators, 2nd Edition. – Wiley-VCH, New York. 2008. – 537 p.
2. Pobol I.L., Yurevich S.V. Electron beam welding of superconducting cavities made of ultra-pure niobium // *Electrotechnica & Electronica*. – 2014. – V. 49, No 4–5. – P. 103–107
3. Pobol I., Yurevich S. Development of electron beam welding technology of thin sheet niobium for superconducting niobium cavities // *Zvárač*. – 2018, – V. XV, №2. – S. 3-6.
4. Демьянов С.Е., Канюков Е.Ю., Поболь И.Л., Юревич С.В., Батурицкий М.А., Ширков Г.Д., Будагов Ю.А., Демин Д.Л., Азарян Н.И. Сверхпроводящие характеристики сварных соединений особо чистого ниобия // *Физика низких температур*. – 2015. – Т. 41, № 7. – С. 671–678.
5. Азарян Н.С., Батурицкий М.А., Будагов Ю.А., Демин Д.Л., Демьянов С.Е., Карпович В.А., Книга В.В., Кривошеев Р.М., Любецкий Н.В., Максимов С.И., Поболь И.Л., Родионова В.Н., Ширков Г.Д., Шумейко Н.М., Юревич С.В. Измерение СВЧ параметров сверхпроводящего ниобиевого резонатора // *Инженерно-физический журнал*. – 2017. – Т. 90, № 1. – С. 256–264.
6. Bakinovskaya A.A., Baturitsky M.A., Bakhareva T.A., Butenko A.V., Gusarova M.A., Demyanov S.E., Emelyanov N.E., Zalessky V.G., Zvyagintsev V.L., Karpovich V.A., Kulevoy T.V., Kuraev A.A., Lalayan M.V., Lozhev Yu.Yu., Maksimenko S.A., Matveenko V.V., Matsievsky S.V., Petrakovsky V.S., Pobol I.L., Pokrovsky A.I., Polozov S.M., Pronikov A.I., Rak A., Rodionova V.N., Samoshin A.V., Sidorin A.O., Sobenin N.P., Surkov D.V., Syresin E.M., Taletsky K.V., Trubnikov G.V., Shatokhin V.L., Shparlo D.A., Yurevich S.V. A New Superconducting Linac for the Nuclotron–NICA Facility: Progress Report // *Physics of Particles and Nuclei Letters*. – 2018. – V. 15, Iss. 7. – P. 831–834.
7. Поболь А.И. Конечно-элементное моделирование напряженно-деформированного состояния деталей из Cu и Nb после электронно-лучевой сварки. Часть 1: свойства материалов // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. научн. тр.* – Кн. 2. – 2020. – С. 213–225.
8. Butenko A., Syresin E., Trubnikov G., Nikiforov D., Gusarova M., Lalayan M., Matsievskiy S., Nemchenko R., Polozov S., Sobenin N., Shatokhin V., Bychanok D., Sukhotski A., Huseu S., Maksimenko S., Shvedov A., Yurevich S., Petrakovsky V., Pokrovsky A., Pobol I., Zaleski V. Status of the SC HWR cavities production for NICA project // *RuPAC 2021, 27 September - 1 October 2021* (в печати).

Optimization of Interlayer Thickness for Electron Beam Welding of Niobium Alloy with Stainless Steel

Arsalan Ahsan Shaikh¹, Dr. Sajid Yaqub¹, Dr. Sh Asad Ali Dilawary¹,
Abdul Qayyum Khan¹

¹Institute of Space Technology Islamabad, Pakistan

Abstract:

Welding of niobium alloy with stainless steel is always challenging due to significant difference in their thermo physical properties and formation of brittle intermetallic compounds (IMCs) of Nb-Fe in fusion zone; which leads to brittle failure and reduced joint strength. In this study, electron beam welded joint of niobium alloy and stainless steel 321 was produced using pure copper interlayer. By optimizing the thickness of copper interlayer it was found that 3 mm thick interlayer act as a perfect diffusion barrier and prevented the intermixing of Nb and Fe in weld zone. As a result, the maximum hardness value in fusion zone measured is 172 HV. Mechanical testing shows the joint failure occurred from Nb-Cu interface. Whereas, the average tensile strength of weld joint was measured to be 322 MPa which is greater than UTS of pure copper due to solid solution strengthening of copper by iron. In addition, Niobium atoms also react with molten copper matrix which enhances its joint strength as compared to pure copper.

Keywords: Electron beam welding, dissimilar metals, Niobium alloy, Intermetallic compounds, Interlayer.

Introduction:

Niobium is a refractory metal, pure niobium and its alloys exhibit high melting point, thermal stability and better mechanical properties at elevated temperatures. For many engineering applications e.g. in the fabrication of superconducting niobium cavities cooled by superfluid helium contained in stainless steel cryostats, which are widely used for particle accelerators as well as in corrosive and high temperature environments [1,3-6], Nb based alloys need to be joined with other metals such as stainless steels This is a case of joining/welding dissimilar metals and poses its own challenges mainly the formation of brittle inter metallic compounds (IMCs), which reduce the mechanical properties of weld joint [2]. Moreover, due to the formation of oxides during fusion welding of niobium alloys [7] electron beam welding has been preferred over other options, as it is carried out in vacuum [8].

In EBW highly focused electron beam having kinetic energy at par to the speed of light impinge upon the surface to be welded. Upon impact electrons transmit their kinetic energy to workpiece in the form of heat energy and produce weld joint. Because of high power density weld joint exhibits minimum heat affected

zone and high depth to width ratio. Since EB welding is performed under medium or high vacuum, the probability of oxide formation is suppressed [9]. EB welding of niobium alloy with austenitic steel is always difficult because of formation of aforementioned intermetallic compounds indicated in binary Fe-Nb phase diagram [10]. In this regard Hajitabar et al [11] carried out EB welding of Nb-1Zr and AISI 321 with varying beam offsets and heat inputs. They have shown that best results are obtain at 50% offset value and using heat input as per AIS-321 austenitic stainless steel. The crack formation is observe at weld crown due to maximum micro-dilution of niobium at top of weld which decreases gradually while travelling towards root of the weld joint. As a result, the hardness profile at top of weld is around 720 ± 10 HV and at root of weld it decreases to 300 ± 10 HV. The average UTS of 170MPa was obtained which is 60% of autogenously welded Nb-1Zr. Another way to circumvent the issue of formation of brittle IMCs, is the utilization of an interlayer of metals like Cu, which do not form any IMCs with either Nb or Fe. The weld joint of Copper and AISI 316L is successfully obtain and has wide applications in cryogenics; with optimized EBW parameters weld joint was obtained which was vacuum leak tight and shows uniform joint strength at room temperature, 77K and 4K [12]. Excessive weld power and welding speed leads to formation of cracks and beam offset from joint line crated lack of fusion in copper and stainless steel welding [13].

J. Zhao et al [6] used copper as interlayer for laser welding of pure niobium and stainless steel (AISI 304). They used 1.5 mm interlayer of copper which prevented the micro dilution of niobium with iron and the average tensile strength was measured to be 290 MPa. In another study [3], comparative analysis of laser welding of niobium and 410 stainless steel is done without interlayer and with nickel interlayer induced by electro spark deposition (ESD) on niobium; direct welding of 410 to niobium formed brittle intermetallic phases in weld zone with average hardness of 900 ± 10 HV and the weld was fractured while removing it from welding fixture, but the joint produced with ESD induced nickel interlayer has average hardness of 220 ± 10 HV and the tensile strength of joint was 287 MPa.

To the best of author's knowledge there is no open literature that covers the issue of optimization of copper interlayer thickness for EB welding of AISI-321 with Nb-10Hf alloy. Due to limited literature available on EB welded joint of Nb-10Hf alloy and AISI 321 using interlayer; this study aims to establish the optimized EB welding parameters and copper interlayer thickness to produce an acceptable weld joint with adequate joint strength.

2. Materials and Experimental Procedure:

In this study 1.2 mm thick Nb-10Hf alloy sheet is welded with 2mm thick 321 stainless steel sheet, both sheets are (60×60 mm²) in size. Whereas, the 1.2 mm

thick pure copper sheet is used with varying interlayer thickness of 2 mm and 3 mm. Welding configuration is shown in figure 1a&b.

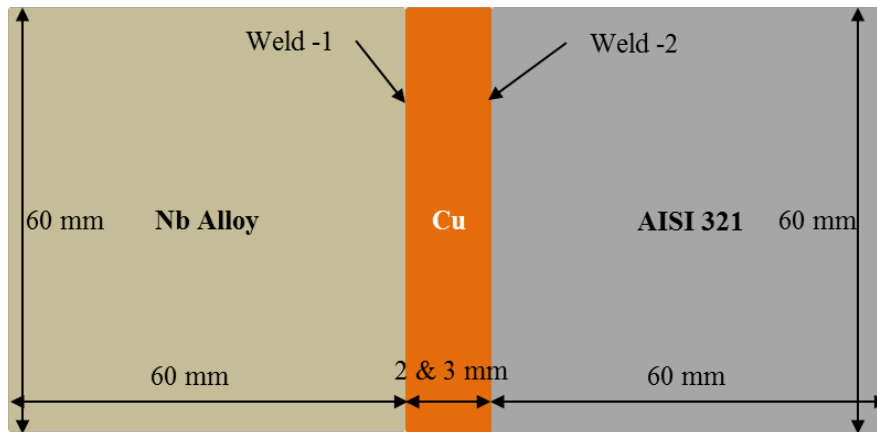


Figure 1a: Weld Joint Configuration (Top View)

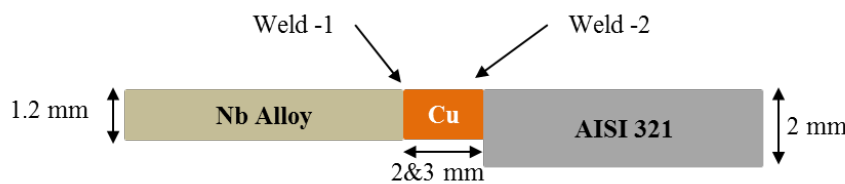


Figure 1b: Weld Joint Configuration (Front View)

Before welding the samples were prepared by fine polishing with emery paper of various grits (600#, 800#, and 1000#) and surface cleaning with lab grade acetone in order to prevent weld metal contamination. Specimens were firmly held fixed in butt joint configuration.

Electron beam welding is performed with 10KW electron beam welding machine. At first weld joint between Nb alloy and copper was produced at 640 Watts and speed of 15 mm/sec in second phase weld joint between 321 stainless steel and remaining un-melted copper is produced using 640 Watts and 20 mm/sec welding speed.

Molded samples were prepared for metallographic observation on Zeiss ultra 55 LE scanning microscope and measurement of micro hardness at vicker's hardness tester. Whereas mechanical testing samples of parent metals as well as weld sample were prepared as per ASTM E8 and tested at INSTRAN 715 universal testing machine. Since both sheets are of different thicknesses therefore tensile sample of weld specimen were prepared on EDM wire cut. Figure 2 shows spacer of sufficient thickness was used in order to maintain equal thickness of tensile sample before clamping into tensile testing machine. Our objective was to achieve the UTS of weld sample proximate to the tensile strength of copper interlayer (Table 1.)

Table 1. UTS of base metals

UTS (MPa)	AISI 321	Nb Alloy	Copper
	680	420	260

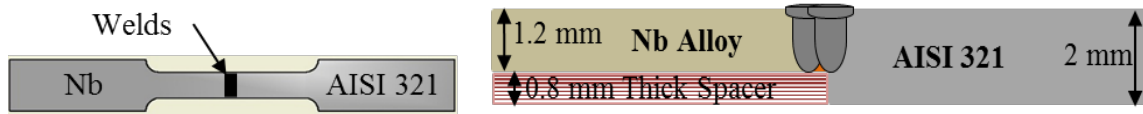


Figure 2: Tensile Specimen of weld sample (Top view, Front View)

3. Results and Discussion:

3.1 Microstructure characteristics of weld joint with 2 mm interlayer thickness:

The weld specimen cross section shows an asymmetric weld nugget which is typically observed in different metal welds [13]. This is due to the large difference in melting points and thermal conductivities of Nb alloy and AISI 321 [11]. The weld zone has two distinct region which are divided into zone 1 and zone 2 elaborated in Figure 3. The micrographs of interfaces of both welds along with marked areas for EDS analysis are shown figure 2 and 3 respectively.



Figure 3: Optical cross sectional micrograph of weld specimen.

EDS analysis performed at various locations of zone A & B (Figure 4 & 5). Weight percentage of key elements at several positions were examined and tabulated in table 2. Chemical composition analysis show that 2mm interlayer thickness was not sufficient to form a perfect diffusion barrier between 321 stainless steel and Nb-10Hf alloy. At several positions mixing of iron and niobium is observed which is not optimum (Table 2).

However, encouraging fact is that the wt. %age of niobium which is 81% at interface of zone-A; area 2 and it gradually decreases to 1.95% at area 12 and wt. %age of iron is 61% in area 11 at interface of zone-B which decrease down to 3.8 % at zone-A ; area 1 interface (Fig. 6). Copper rich phases were observed at the center of the weld at areas 6-10 whereas Nb rich phases were observed at starting points of zone-A; areas 1-4 and Fe rich phases at area 11 and 12.

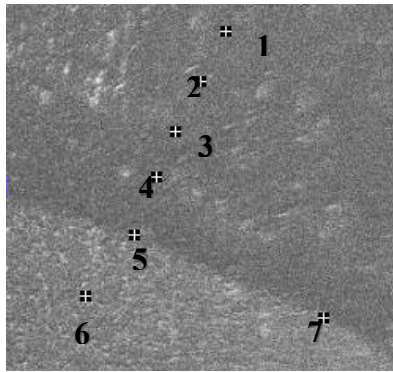


Figure 4: SEM micrograph of Nb alloy and copper interface; Zone-A

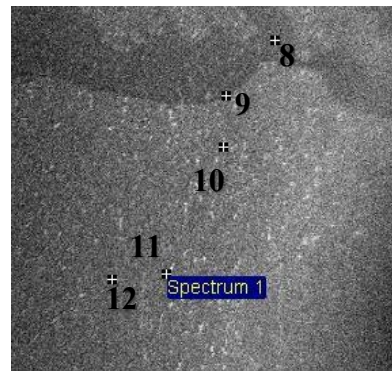
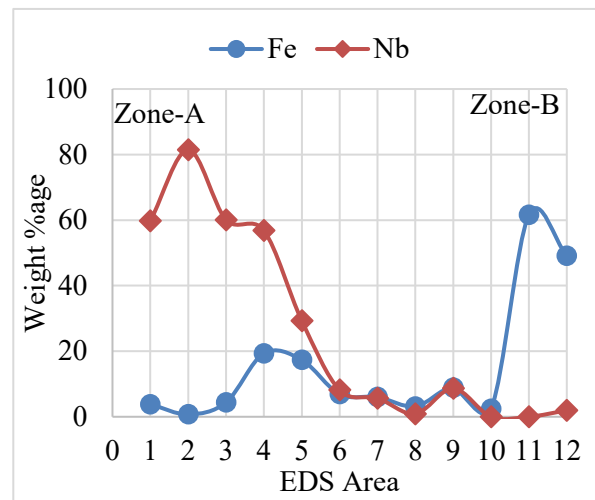


Figure 5: SEM micrograph of AISI 321 and copper interface; Zone-B

Table 2. Chemical composition of different interfaces of weld joint with 2 mm thick copper interlayer in %age.

Area	Ni	Cr	Fe	Cu	Nb	Hf
1	0.7	0.7	3.8	25.8	59.8	4.8
2	-	-	0.7	3.0	81.4	6.6
3	0.6	0.8	4.4	25.8	60.1	4.6
4	2.5	3.3	19.4	17.4	56.8	-
5	2.9	4.1	17.4	46.4	29.3	-
6	1.3	1.4	6.9	82.3	8.2	-
7	0.9	1.4	6.0	85.2	5.7	-
8	1.0	0.8	3.1	94.2	0.9	2.4
9	1.0	2.4	8.9	76.6	8.7	-
10	1.0	0.6	2.5	95.9	-	-
11	6.3	15.4	61.7	16.1	-	-
12	3.3	13.1	49.2	32.2	2.0	-

Figure 6: % wt. of Fe and Nb from Zone A to Zone B



3.1.1 Microstructure characteristics of weld joint with 3 mm interlayer thickness:

The cross sectional micrograph is shown in figure 7. The macroscopic shape of fusion zone is same as that of produced with 2 mm thick interlayer. The two distinct zones are clearly visible and marked as zone-A and zone-B.



Figure 7: Optical cross sectional micrograph of weld specimen.

EDS analysis of different phases of weld joint is performed in figure 8 & 9 and the weight percentages of key elements are charted in table 3. From test results it has been established that by increasing the thickness of interlayer to 3 mm the copper strip made a perfect barricade and prevent the micro dilution of iron and niobium to intermix with each other at both welding interfaces. The interlayer form Cu rich phase with both alloys base element.

In figure 10 the wt. %age of niobium is maximum i.e. 87 % in area 1 in vicinity of zone-A but a small amount of Nb is dissolved in copper matrix in from areas 2-6 before it completely disappear in areas 7-11.

Whereas the second weld melted the available un-melted copper and form metallurgical joint with Fe. Weight %age of Fe is maximum at start of zone-B with some percentage of Cu, however only small amount of Fe was present in center of weld i.e. at Cu rich interface and was not present in vicinity of zone-A where niobium precipitates are present.

Evidently, 3mm thick copper interlayer prevented the mutual diffusion of Fe and Nb atoms and prohibited the formation of intermetallic compounds making it possible to improve the joint strength.

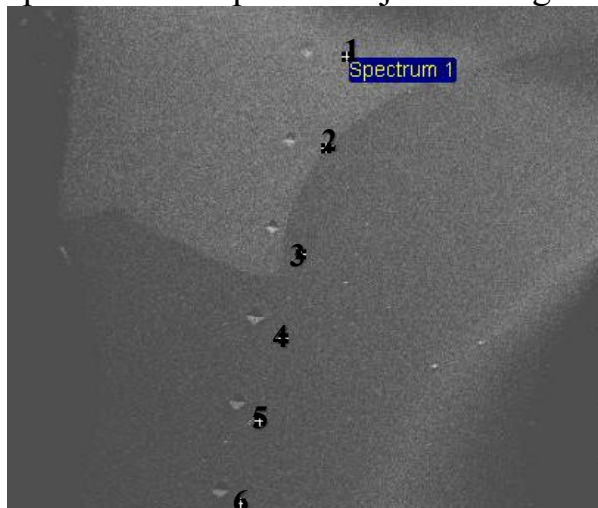


Figure 8. SEM micrograph of Nb alloy and copper interface.

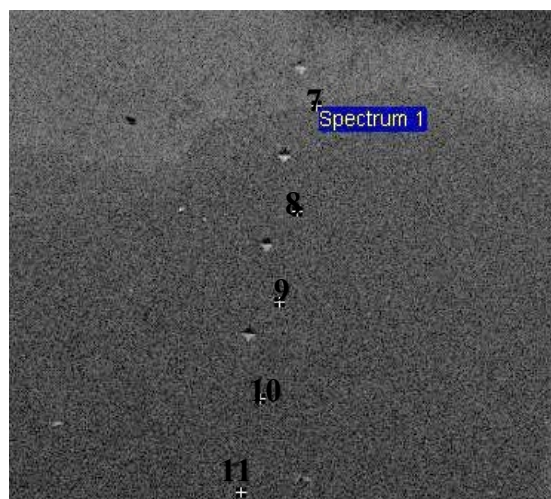
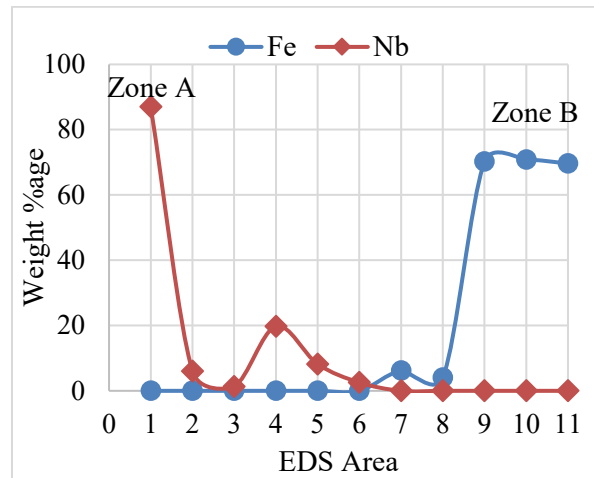


Figure 9. SEM micrograph of AISI 321 and copper interface.

Table 3. Chemical composition of different interfaces of weld joint with 3 mm thick copper interlayer in %age.

Area	Ni	Cr	Fe	Cu	Nb	Hf
1	-	-	-	-	87.0	9.8
2	-	-	-	92.5	6.0	0.4
3	-	-	-	98.1	1.3	0.1
4	-	-	-	80.0	19.8	-
5	-	-	-	92.0	8.2	-
6	-	-	-	98.1	2.6	-
7	1.3	1.4	6.2	92.2	-	-
8	1.3	1.0	4.0	94.1	-	-
9	9.2	17.4	70.2	20	-	-
10	8.8	17.7	70.9	21.8	-	-
11	9.2	17.8	69.7	-	-	-

Figure 10: % wt. of iron and niobium from Zone A to Zone B



3.2 Evaluation of mechanical properties of weld joint:

Table 4 shows the load bearing capacity and average tensile strength of both weld joints. In both cases the joint was fractured from Cu-Nb interface. The hardness profile of both welds indicates that the copper was completely melted in both weld joint (Figure 11).

However, EDS results confirms that 2 mm thick interlayer could not create perfect barrier between niobium alloy and steel. Consequently, the intermixing of Nb and Fe atoms occur at certain positions of weld joint and may form intermetallic compounds. As a result the average tensile strength of weld joint is lower than pure copper interlayer used (Table 4).

However, EDS data for 3 mm thick interlayer proves that copper prevented the intermixing Nb & Fe elements. Therefore its average tensile strength is greater than that of pure copper used. The enhanced joint strength has two basic reasons; first is the perfect diffusion barrier created between Nb alloy and 321 stainless steel second is joint strengthening of melted copper takes place. Since Fe is the most optimal solute than can be added for solid solution strengthening of copper [15]. On other hand, Nb particles were also helpful in improving the strength of melted copper matrix [16].

Table 4: Tensile strength of weld joints with 2 & 3 mm interlayer thickness

Cu Thickness (mm)	Load (Kgr)	UTS (MPa)
2	180	245
3	236	322

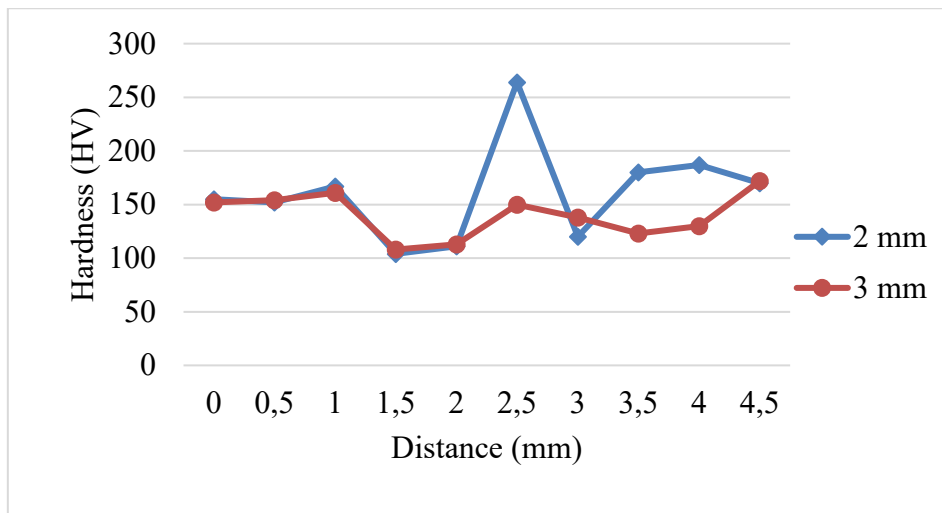


Figure 11: Micro hardness comparison of weld profile with 2 & 3mm copper interlayer.

Conclusion:

From this study following conclusions can be drawn:

1. Defect free weld can be attained between AIS-321 stainless steel and Nb-10Hf alloy by optimizing the thickness of copper inter layer.
2. Copper acts as a diffusion barrier as well as a mixing medium for both base metals due to which the formation of intermetallic compounds of Nb and Fe is prevented.
3. Using 2 mm thick interlayer copper could not act as a perfect barrier and intermixing of Fe and Nb occurs at various positions of weld joint which reduces the mechanical strength of joint.
4. 3 mm thick copper interlayer formed perfect diffusion barrier and prohibited the intermixing of Iron and Niobium. Whereas, molten copper mixes with both Fe and Nb at either ends which increases the strength of weld joint as compared to pure copper.

References:

- [1] Ali Hajitabar, Homam Naffakh-Moosavy, The effect of Fe_xNb_y ($x=2.7$, $y= 1.6$) intermetallics on microstructure and mechanical properties of electron beam welded Nb-1Zr refractory alloy. International journal of refractory metals and hard materials. 2018; 7: 192-203.
- [2] S.H. Baghjiri, Carlo Mapelli et al. Laser welding of niobium to 410 steel with nickel interlayer produced by electro spark deposition. Elsevier, Materials and Design. 2016; 107: 108-116
- [3] P. Mastanaiah, G.M. Reddy, K.S. Prasad, C. Murthy. An investigation on microstructures and mechanical properties of explosive cladded C103 niobium alloy over C263 nimonic alloy, J. Mater. Process. Technol. 214 (11) (2014) 2316-2324.
- [4] S.I Chawla, Material selection for corrosion control, ASM Int. 1993; 1-100.

- [5] A. Kumar, P. Ganesh, et al : A new vacuum brazing route for niobium-316L stainless steel transition joints for superconducting RF cavities, *J. Mater. Eng. Perform.* 2005; 24: 952-963
- [6] J. Zhao, M Shi et al. Laser welding of Niobium to AISI 304 steel using copper interlayer. *Journal of adhesion science and technology* 2020 Vol. 34 No. 20: 2161-2175
- [7] A. Vazquez, S. Varma, High temperature oxidation behavior of Nb-Si-Cr alloys with Hf additions, *J. Alloys Compd.* 509 (25) (2011) 7027-7033.
- [8] S. Lampman, weld integrity and performance: A source book adapted from ASM international handbooks, conference proceedings and technical books. ASM Int. (1997) 1-100
- [9] Dipl. Ing. H. Shultz, *Electron Beam Welding*, DVS, ISBN 3-87155-111-2 1989.
- [10] Massalki TB, Murray JL, Bennet LH, et al. *Binary alloy phase diagrams*. American Society for metals; 1986.
- [11] Ali Hajitabar, Homam Naffakh-Moosavy, Electron beam welding of difficult to weld austenitic stainless steel/ Nb alloy dissimilar joints without interlayer. *Vacuum* 146. 2017; 170-178
- [12] C Lusch, M. Borsch, C Heidt et al. Qualification of electron beam welded joints between copper and stainless steel for cryogenic application. *IOP conference series: Material science and engineering* 102 (2026) 012017
- [13] A. Mannucci, I. Tomashchuk et al, Parametric study of laser welding of copper to austenitic stainless steel. *Science direct Procedia CIRP.* 2018; 74: 450-455.
- [14] A Munteanu, The electron beam welding of dissimilar metals- case study, *IOP conference series: Material science and engineering* 161 (2016) 012058
- [15] Wendt H, Wagner R. Mechanical properties of Cu-Fe alloys in the transition from solid solution precipitation hardening. *Acta Metallurgy/* 1982; 30(8): 1561-1570.
- [16] Youssef KM, Abaza MA, Scattergood RO, et al. High strength, ductility and electrical conductivity of in-situ consolidated nanocrystalline Cu-1%Nb. *Material science & engineering.* 2018; 711: 350-355.

Электронно-лучевая сварка соединений алюминиевых сплавов К.Н. Коржов, Л.И. Паршуков

АО «НПО Лавочкина», Россия, Московская область, г. Химки

Аннотация. В настоящей работе представлены результаты исследований процессов сварки стыкового соединения алюминиевого сплава АД31, имеющего низкую свариваемость, с алюминиевым сплавом АД1. Показаны преимущества применения электронно-лучевой сварки и результаты отработки новых режимов сварки. Предложено математическое выражение, определяющее сдвиг электронного луча относительно оси сварного соединения в зависимости от коэффициентов температуропроводностей свариваемых материалов.

Ключевые слова: аксиальная тепловая труба; тепловая труба; разнородное соединение; электронно-лучевая сварка; сварка алюминиевых сплавов.

Abstract. This work presents the results of studies of the processes of welding of a butt joint of an AD31 aluminum alloy, which has a low weldability, with an AD1 aluminum alloy. The advantages of using electron beam welding and the results of developing new welding modes are shown. A mathematical expression is proposed that determines the shift of the electron beam relative to the axis of the welded joint, depending on the thermal diffusivity coefficients of the materials being welded.

Key words: axial heat pipe; heat pipe; dissimilar connection; electron beam welding; welding aluminum alloys.

Введение

В процессе эксплуатации во внутренней полости аксиальных тепловых труб (ТТ), используемых для системы регулирования теплового режима космических аппаратов, возможно образование неконденсирующихся газов, что при недопустимом их количестве может привести к ухудшению рабочих характеристик ТТ. Причиной образования данных газов может быть химическое взаимодействие отдельных компонент теплоносителя с материалом корпуса аксиальной тепловой трубы – в частности присадок для сварочных работ.

Применение электронно-лучевой сварки для получения сварных соединений тепловых труб из алюминиевых сплавов АД1 и АД31 позволяет исключить эту проблему. Использование электронно-лучевой сварки способствует очищению свариваемого материала от примесей, что приводит к повышению прочностных свойств металла сварного шва и стабильной работе системы регулирования теплового режима космических аппаратов.

1. Методика исследования

Эксперименты проводились на сварных соединениях с толщиной кромок 1,25 мм из алюминиевых сплавов АД1 и АД31. Сварку выполняли на промышленной установке. Исследования макроструктуры велись с помощью металлографического микроскопа типа ММР-4. Прочностные характеристики и герметические свойства сварных соединений испытывались при давлении воздушно – гелиевой смеси по ТУ У74-3174ПМ. Выявление дефектов в металле сварных швов осуществляли с использованием рентгенографических исследований согласно ОСТ 92-1114-80.

2. Результаты исследований

Математическое выражение, определяющее сдвиг относительно оси сварного соединения электронного луча при движении вдоль стыка осуществлялся в сторону АД1 на расстояние:

$$r = \frac{d}{2} - \frac{\alpha_1 \cdot d}{\alpha_2 + \alpha_1},$$

где α_1 – температуропроводность сплава АД1, м²/с;

α_2 – температуропроводность сплава АД31, м²/с;

d – диаметр электронного луча, мм;

r – смещение электронного луча относительно стыка, при этом диапазон смещения луча относительно стыка (r) (0,01...1) мм.

Применение развёртки в виде круга приводит к увеличению площади зоны действия луча и повышает устойчивость парогазового канала проплавления, а также существенно снижает пикообразование в корне шва.

Сдвиг относительно стыка происходит в сторону алюминиевого сплава АД1. Выбор диапазона смещения луча относительно стыка (r) (0,0...1) мм имеет следующий смысл: если $r > 1$ мм, то, из-за недостаточного тепловложения в сварочную ванну, получим дефект в виде несплавления; если $r = 0,0$ мм, то из-за испарения материала с меньшей температуропроводностью, получим дефект в виде подреза. При сварке со смещением сдвиг $r = 0,1$ мм электронного луча приводит к асимметричному тепловложению за счёт деления погонной энергии; происходит стабилизация зоны сварки, вследствие чего материалы с разными теплофизическими свойствами расплавляются равномерно, что позволяет получить детали с прочностью не ниже 90% от прочности свариваемого сплава.

На промышленной электронно-лучевой установке производили сварку в нижнем положении соединения С2 (согласно ОСТ 92-1021-81) деталей из алюминиевых сплавов АД1 и АД31. Согласно литературным данным, алюминиевый сплав АД31 относится к группе трудносвариваемых сплавов. Толщина свариваемых кромок 1,25 мм. Коэффициенты температуропроводности АД1 и АД31 соответственно составляют $87,1 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$ и $79,4 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$.

Для подтверждения зависимостей, представленных в данной работе, было рассмотрено три случая различного сдвига относительно оси сварного соединения.

Первый эксперимент заключался в сварке без смещения ($r=0$). При внешнем осмотре сварного шва после сварки выявлен подрез. Был сделан вывод, что при движении электронного луча по стыку без смещения, происходит выгорание материала с меньшей температуропроводностью - алюминиевого сплава АД31.

Во втором эксперименте, с такими же режимами сварки, размерами и химическим составом, были сварены образцы со смещением луча в сторону АД1 на 0,02 мм. После сварки выполняли внешний осмотр сварного шва, дефектов не выявлено.

Третий эксперимент заключался в смещении электронного луча на 0,8 мм в сторону АД1. Смещение заведомо было больше рассчитанного значения. В результате внешнего осмотра в корне сварного шва был обнаружен непровар, вызванный нехваткой теплового вложения для расплавления сплава АД31.

Сварные швы, полученные во втором эксперименте, были подвергнуты рентгенографическому исследованию на наличие дефектов. Согласно данным исследования дефекты в сварных швах не обнаружены. Металлографические исследования показали также отсутствие окисных плёнок и газовых пор.

Испытания на прочность при давлении 150 кгс/см^2 в течение пяти минут сварные швы выдержали. Герметичность сварных швов при внутреннем давлении 100 кгс/см^2 10%-ной гелиево-воздушной смеси в вакуумной камере соответствовала конструкторской документации. Рентгенографические исследования подтвердили отсутствие занижения и однородность проплавов сварных швов.

Заключение

Электронно-лучевую сварку стыковых соединений с малой толщиной кромок из алюминиевых сплавов АД1 и АД31, включающую сборку деталей металлов встык, направление электронного луча на стык и осуществление сварки путём перемещения электронного луча по стыку,

следует проводить с использованием развёртки электронного луча в виде круга. Сдвиг электронного луча должен быть осуществлён в сторону АД1 на расстояние 0,02 мм.

Отработка новых режимов сварки изделий позволяет сокращать количество брака при проведении сварочных работ, что оказывает положительное влияние на ресурс сварных изделий.

Литература

1. Технология электронной сварки металлов и сплавов плавлением. Под ред. Акад Б.Е. Патона М., «Машиностроение» 1974. 768 с.
2. ОСТ 92–1151–81 Сварка электронно-лучевая деталей из металлов и сплавов. Технические требования (80953).

Механизм формирования сварных швов при сварке металлов плавлением

В.Я. Шнеерсон, к.т.н.

Саратовский завод автономных источников тока, Россия

42vlad@rambler.ru

Аннотация. В статье рассмотрен механизм формирования сварных швов тонколистовых соединений при сварке металлов плавлением, основанный на гидродинамике течения тонкого слоя вязкой жидкости и периодическом формировании слоев металла в зоне слияния, совокупность которых образует слоистую структуру сварного шва; формирование сварного шва рассмотрено на примере плазменной сварки торцевых соединений низкоуглеродистой стали

Ключевые слова: механизм формирования сварного шва при сварке металлов плавлением; гидродинамика течения тонкого слоя вязкой жидкости; основные режимы формирования сварных швов тонколистовых соединений; периодический механизм образования слоев металла в сварочной ванне

Abstract. The paper presents the mechanism of weld formation in fusion welding of steel sheets based on the hydrodynamics of a viscous fluid thin layer and periodic formation of the metal layers in the fusion area, which form the weld layered structure. The weld formation is illustrated by an example of plasma welding of low-carbon end joints.

Key words: weld formation mechanism in fusion welding of metals; hydrodynamics of a viscous fluid thin layer; main weld formation modes in welding of steel sheets; periodic mechanism of metal layer formation in a welding bath

Введение

В работах, посвященных теоретическим основам сварки плавлением, и в учебной литературе по сварке [1-5] проблеме формирования сварных швов при сварке плавлением тонколистовых соединений уделено недостаточно внимания, хотя она является одной из важнейших для сварочной науки. В настоящее время отсутствуют четкие представления о механизме образования сварных швов [6], также в сварочной науке нет установившегося определения понятия «Формирование сварного шва».

Можно выделить три основных режима формирования шва (при заданных толщине свариваемых деталей и скорости сварки), сопровождающих образование сварного шва [7,8]. Эти режимы формирования связаны с гидродинамическими характеристиками течения металла по сварочной ванне. **Первый режим** – режим «зарождения» сварного шва, это режим, при котором начинает образовываться сварной шов; он определяется параметром формирования током $I_{спл}$, который

является нижней границей режима нормального формирования сварного шва (см. далее); $I_{спл}$ – это минимальное значение тока, при котором устойчиво сплавляются свариваемые кромки. **Второй режим** – основной режим формирования сварного шва. Этому режиму предлагается дать следующее определение: «**Формирование сварного шва**» – это получение в процессе сварки сварного шва, удовлетворяющего всей совокупности требований стандартов в части размеров, формы и внутренней структуры шва. Внутри этого режима можно выделить «**режим нормального формирования сварного шва**», при котором удовлетворяются требования только в части поверхности сварного шва: поверхность шва должна быть ровная, а местные превышения шва относительно верхней линии шва не должны превышать 10% от толщины деталей. Верхняя граница этого режима по току определяется параметром формирования током $I_{опт}$; $I_{опт}$ – это максимальное значение тока дуги, при котором еще сохраняется режим нормального формирования сварного шва. **Третий режим** – режим сварки, при котором на поверхности шва образуются как одиночные структуры типа Humping (или, так называемый «пилообразный» шов при сварке торцевых соединений) и одиночные прожоги (при сварке стыковых соединений), так и периодические виды этих структур, относящиеся к дефектам формирования швов; этот режим определяется параметром формирования – током I_n ; ток I_n – минимальное значение тока дуги, при котором структуры типа Humping или периодические прожоги образуются по всей длине шва (рис. 1). Этот режим необходимо изучать в связи с тем, что он непосредственно связан с режимом нормального формирования шва. Параметрам формирования соответствуют и определенные значения мощностей дуги, и геометрические размеры сварных швов. Подобные численные характеристики формирования сварных швов (параметры формирования) можно ввести и при электронно-лучевой сварке и сварке лазерным лучом. При сварке лазерным лучом можно использовать в качестве параметров формирования энергии луча $E_{опт}$ и E_n [8], а при использовании электронного луча – токи луча $I_{проп}$, $I_{опт}$, $I_{прож}$ [9]. Ток луча $I_{проп}$ – минимальный ток, при котором происходит полное проплавление пластины, ток луча $I_{опт}$ – максимальный ток, при котором еще сохраняется режим нормального формирования проплавленного слоя и ток луча $I_{прож}$ – минимальный ток луча, при котором наступает режим формирования периодических прожогов (рис. 2) [9].

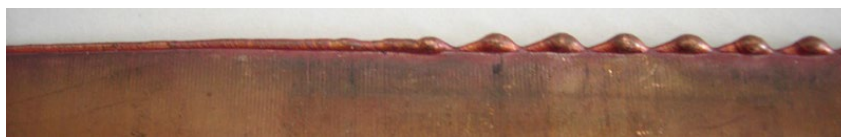


Рисунок 1 – Основные режимы формирования сварных швов торцевых соединений (оплавление торца медной пластины толщиной 1,0 мм плазменной горелкой; скорость перемещения 2,8 см/с; слева – режим нормального формирования, ток дуги 80 А; справа – режим формирования структур типа Humping, ток дуги 100 А; шаг периодичности структур – 7 мм)

Целями статьи является краткое изложение результатов исследований по изучению формирования сварных швов торцевых соединений при плазменной сварке, а также привлечение внимания сварщиков к проблемам формирования сварных швов при сварке металлов плавлением.

Методика проведения опытов и их результаты

Формирование сварных швов определяется размерами и формой сварочной ванны и ее кратера, действующими на них силами и свойствами расплава ванны. В опытах были определены параметры формирования как при оплавлении торцов одиночных образцов, так и при плазменной сварке торцевых соединений [9]. Опыты проводились следующим образом. При заданных толщине образцов и скорости сварки плавно увеличивался ток дуги. При этом фиксировались параметры формирования – три значения токов и три значения мощностей дуги: $I_{спл}$, $I_{опт}$, $I_{п}$; $P_{спл}$, $P_{опт}$, $P_{п}$.

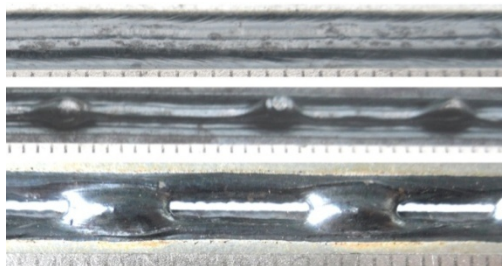


Рисунок 2 – Основные режимы формирования слоя при оплавлении плоскости пластин электронным лучом (сверху вниз: режим нормального формирования, режимы формирования структур Humping и периодических прожогов; цена деления шкалы линейки 1,0 мм; образцы любезно предоставлены автору гос.

А. Абдурахмановым)

На рисунке 2 показаны основные режимы формирования слоя при оплавлении поверхности пластин электронным лучом (ускоряющее напряжение 150 кВ; верхнее фото: режим нормального формирования, сталь оцинкованная толщиной 0,7 мм, ток луча 120 мА, скорость перемещения 33 см/с; среднее фото: режим формирования структур Humping, сталь низкоуглеродистая толщиной 1,5 мм, ток луча 100 мА, скорость перемещения 27 см/с; шаг периодичности структур 15 мм; нижнее фото: режим формирования периодических прожогов, сталь оцинкованная толщиной 0,7 мм, ток луча 120 мА, скорость 27 см/с; шаг

периодичности структур 10-14 мм). Для параметров формирования и мощностей дуги при оптимальных значениях факторов процесса плазменной сварки получены такие соотношения:

$$I_{\text{нп,спл,опт,п}} = m \cdot 10^6 b^n V^l, \quad P_{\text{нп,спл,опт,п}} = m \cdot 10^6 b^n V^l \quad (1)$$

Коэффициенты m, n, l уравнений (1) для токов $I_{\text{опт}}$ даны в таблице 1.

При проплавлении пластин низкоуглеродистой стали толщиной 1,0 мм на установке для электронно-лучевой сварки ЭЛА 60/60 получены такие зависимости для параметров формирования (токи луча) $I_{\text{проп}}, I_{\text{опт}}, I_{\text{прож}}$:

$$I_{\text{проп}}^2 = 25 \cdot V^{0,6} b^2; I_{\text{опт}}^2 = 150 V b^{1,4}; I_{\text{прож}}^2 = 325 V b^{1,4} \quad (2)$$

В уравнениях (1) и (2) и в таблице 1: скорость V – в см/с, толщина b – в мм; ток луча в уравнении (2) – в мА; ток $I_{\text{нп}}$ (уравнение (1)) – минимальное значение тока, при котором полностью оплавляется поверхность одиночного торца, «МП» сварка с поперечными колебаниями дуги в магнитном поле. Токи $I_{\text{спл}}, I_{\text{опт}}$ и $I_{\text{п}}$ и мощности дуги $P_{\text{спл}}, P_{\text{опт}}, P_{\text{п}}$ связаны определенными количественными соотношениями [8], поэтому, зная токи $I_{\text{опт}}$ и мощности дуги $P_{\text{опт}}$, можно найти и значения величин $I_{\text{спл}}, I_{\text{п}}, P_{\text{спл}}, P_{\text{п}}$.

В таблице 2 даны значения параметров формирования при сварке торцевого соединения стали толщиной 1,0+1,0 мм при диаметре сопла 5,0-6,0 мм.

Первый режим формирования сварного шва – режим «зарождения» сварного шва [10]

Как отмечено во введении, можно выделить три основных режима формирования сварного шва. Ниже рассмотрен механизм первого режима формирования – режима «зарождения» сварного шва.

Таблица 1 – Коэффициенты m, n, l в уравнении (1) для определения параметра формирования тока $I_{\text{опт}}$ и соответствующей ему мощности дуги $P_{\text{опт}}$

$b, \text{ мм}$	m		n		l	
	$I_{\text{опт}}$	$P_{\text{опт}}$	$I_{\text{опт}}$	$P_{\text{опт}}$	$I_{\text{опт}}$	$P_{\text{опт}}$
0,5	0,34	8,1	1,07	1,0	0,4	0,53
1,0	0,34	9,0	1,07	1,0	0,4	0,53
2,0	0,39	9,0	1,07	1,0	0,4	0,53
0,5+0,5 (без МП)	0,37	14,7	1,0	1,0	0,5	0,75
1,0+1,0 (без МП)	0,61	19,2	1,0	1,0	0,6	0,75

1,0+1,0 (в МП)	0,72	25,0	1,0	1,0	0,6	0,75
----------------	------	------	-----	-----	-----	------

Принятая физическая модель

После образования расплавов на передних стенках кратеров свариваемых кромок (рис. 3, слева, обозначено «ПС») жидкий металл уходит с них, приобретая определенную кинетическую энергию. При поступлении металла в хвостовую часть кратера, на его заднюю стенку, (рис.3 слева, обозначено «ЗС») часть этой энергии теряется за счет кривизны стенок хвостовой части. Оставшуюся часть энергии можно представить в виде двух составляющих: одна часть энергии расходуется на движение металла вдоль продольной оси шва, а другая часть кинетической энергии направлена к оси шва и обеспечивает формирование шва – $E_{сл}$ (см. рис. 3, слева). Эта часть энергии металла расходуется на совершение работы по преодолению сил вязкого трения, действующих в расплаве $E_{в.тр}$. Составляющие энергий связаны с соответствующими скоростями движения металла (на рисунке 3 в центре и справа: $V_{пс}$, $V_{зс}$ - средние скорости металла на стенках кратера; $V_{сл}$ – скорость слияния, обеспечивающая образование шва; $V_{ос}$ – продольная составляющая скорости, которая не участвует в образовании шва). Условием «зарождения» шва являются соотношения (3) – (5):

Таблица 2 – Параметры формирования сварного шва при плазменной сварке торцового соединения низкоуглеродистой стали толщиной 1 мм+1 мм

V , см/с	$I_{спл}$, А		$I_{опт}$, А		$I_{п}$, А	
	опыт	расчет эмп./гидр.	опыт	расчет	опыт	расчет
0,5	40	38/34	50	51	80	75
1,0	60	58	80	77	110	107
2,0	80	88/87	120	117	150	160
3,0	105	112	150	149	185	185
4,0	135	133	175	177	210	215
5,0	160	152/172	195	200	230	240

Сокращения: «эмп.» – данные получены по эмпирическим соотношениям (1), «гидр.» – данные получены на основании гидродинамической модели

$$E_{сл} = E_{в.тр}, \quad (3)$$

$$E_{сл} = \frac{m_{зс} V_{сл}^2}{2}, \quad (4)$$

$$E_{в.тр} = \mu \frac{V_{сл}}{h_{зс}} S_{зс} l_{цт}. \quad (5)$$

В этих выражениях: $m_{зс}$ – масса слоя на задней стенке кратера, μ – коэффициент динамической вязкости жидкого металла, $S_{зс}$ – площадь задней стенки кратера, $h_{зс}$ – толщина слоя металла на задней стенке кратера; $l_{цт}$ – величина расстояния, на которое перемещаются центры тяжести масс сливающихся слоев на задней стенке кратера при их движении к оси шва.

На основании предложенной модели были получены соотношения, основанные на использовании законов гидродинамики течения тонкого слоя вязкой жидкости. По этим уравнениям и с использованием соотношений для геометрии кратера [10], были определены гидродинамические характеристики течения металла по ванне (толщина слоев металла на стенках кратера, скорость движения металла и др.) [10-12], найдены условия для реализации начальной стадии зарождения сварного шва и определены из совместного решения (графическим путем, см. рис. 4) уравнений (4) и (5) токи $I_{спл}$, которые характеризуют этот режим формирования сварных швов. Среднее отклонение расчетных и опытных значений токов $I_{спл}$ и мощностей $P_{спл}$ составляет порядка 15% (см. таблицу 2, колонка $I_{спл}$), что подтверждает правильность принятой физической модели.

Основную роль на стадии «зарождения» сварного шва играют энергии $E_{сл}$ и $E_{в.тр}$, при равенстве которых обеспечивается контакт расплавов, сформированных на передних кромках, и их слияние, т.е. образование шва. Применение поперечных колебаний дуги в магнитном поле (МП) позволяет обеспечить образование сварного шва при меньших значениях токов $I_{спл}$. Металл за счет поля приобретает дополнительную энергию, направленную к оси шва. Это позволяет уменьшить кинетическую энергию, получаемую металлом за счет дуги, что приводит к снижению тока $I_{спл}$. В зависимости от величины тока дуги и скорости сварки в опытах и теоретически была найдена величина индукции поля, необходимая для увеличения кинетической энергии слоев металла для обеспечения их слиянии, преодоления сил вязкого трения и образования шва.

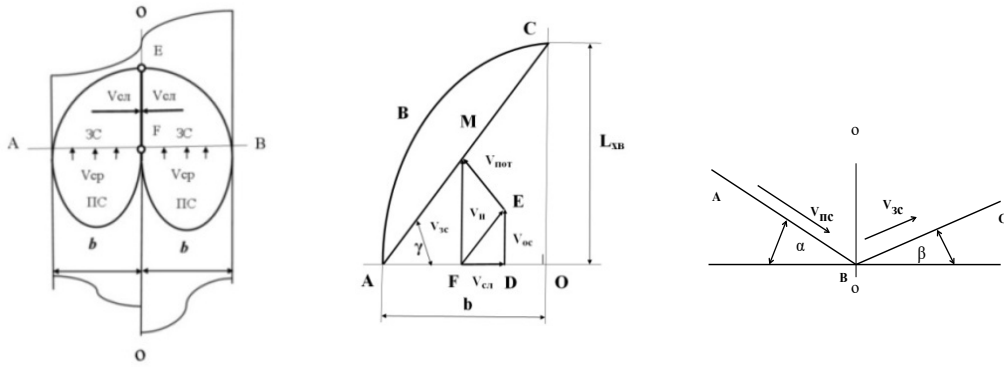


Рисунок 3 – Схема образования шва

Второй режим формирования сварного шва

Здесь рассматривается только режим нормального формирования сварного шва [10]. В условиях нормального формирования сварного шва поток металла с передней стенки кратера приходит через среднюю часть кратера на его заднюю стенку, где тормозится и останавливается. Такой режим течения металла сохраняется вплоть до токов $I_{огг}$. При этих значениях токов геометрические характеристики поперечного сечения сварного шва имеют пределы, которые с ростом скорости сварки снижаются, что приводит к снижению прочности швов, что является основным ограничением скорости сварки торцевых соединений.

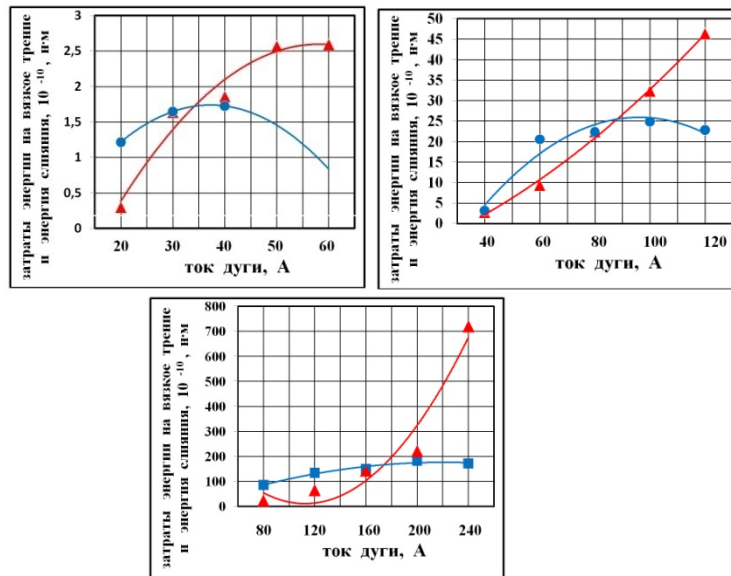


Рисунок 4 – Зависимости кинетической энергии расплавов ванночек свариваемых кромок, обеспечивающей их слияние и образование сварного шва (треугольники, красные линии), и затрат энергии на вязкое трение (кружки, синие линии) от тока дуги при скоростях сварки (слева направо) 0,5 см/с, 2,0 см/с и 5,0 см/с

Применение поперечных колебаний дуги в МП позволяет увеличить значения токов $I_{\text{опт}}$, увеличить площадь поперечного сечения сварных швов, поднять их прочность до 20% и увеличить предельную скорость сварки торцевых соединений. В этом режиме формирования, после создания контакта расплавов, поступивших с передних стенок свариваемых кромок, основную роль в формировании шва начинают играть силы поверхностного натяжения, которые намного превышают силы вязкого трения и силы, обеспечивающие слияние расплавов кромок.

Третий режим формирования сварного шва – режим формирования структур Humping [10]

При увеличении тока дуги усиливается тормозящее действие тангенциальной составляющей усилия дуги, действующей на задней стенке кратера. Кроме этого, геометрия кратера изменяется таким образом, что создаются условия для остановки потока в средней части кратера ванны и зарождения структур Humping. Этот режим определяется токами дуги $I_{\text{п}}$ и соответствующими им мощностями дуги $P_{\text{п}}$.

Применение колебаний дуги в МП позволяет устранить образование структур Humping и преодолеть зазоры между свариваемыми деталями.

На рисунке 5, слева, на верхнем фото показано применение поперечных колебаний дуги в МП для преобразования режима формирования структур Humping в режим нормального формирования шва (аргодуговая сварка торцевого соединения толщиной 1,0 мм+1,0 мм; скорость сварки 4,5 см/с, ток дуги 180 А; индукция поля 0,08 Тл); на нижнем фото показано преобразование режима формирования структур Humping (слева) в режим формирования слоя с относительно ровной поверхностью (справа) при продольных отклонениях дуги в хвостовую часть ванны с помощью МП (оплавление торца пластины толщиной 1,0 мм, ток дуги 70 А, скорость перемещения 0,6 см/с, индукция импульсного МП 0,025 Тл, частота отклонений 50 Гц). На фото справа показано преодоление зазора в 1,0 мм с помощью поперечных колебаний дуги в МП при плазменной сварке низкоуглеродистой стали толщиной 0,6+0,6 мм (скорость сварки 0,6 см/с, ток дуги 40 А, индукция МП 0,05 Тл, частота колебаний 50 Гц).

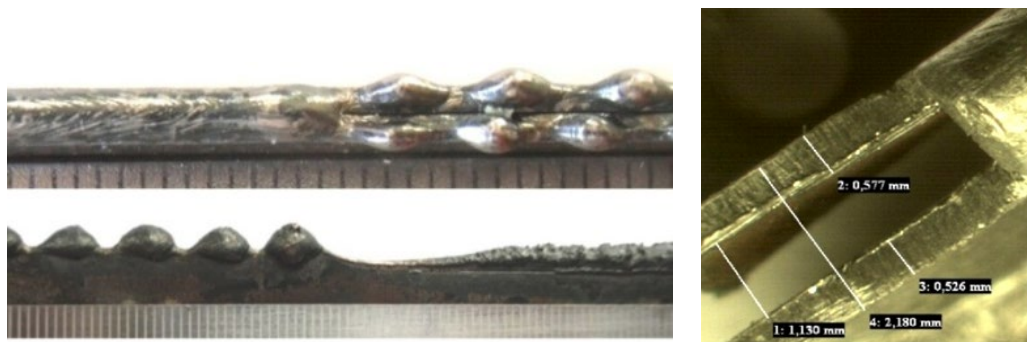


Рисунок 5 – Применение колебаний дуги в МП при сварке торцевых соединений

Заключение

1. В работе предложен механизм формирования сварных швов торцевых соединений, основанный на закономерностях течения тонкого слоя вязкой жидкости. В соответствии с этим механизмом металл уходит с передних стенок ванн свариваемых кромок периодически в виде тонких слоев металла, поступает на заднюю стенку кратера в зону слияния, где периодически формируются слои металла, совокупность которых образует слоистую структуру сварного шва.

2. В зависимости от режима сварки можно выделить три режима формирования сварных швов, которые связаны с гидродинамическими характеристиками течения слоев металла: это режим нормального формирования шва, который ограничен, с одной стороны, режимом «зарождения» шва, т.е. образования шва, а с другой стороны – режимом образования структур типа Humping. Режимы отличаются совокупностью явлений, поэтому для описания каждого режима требуется своя система уравнений.

3. В работе получены уравнения для определения основных гидродинамических характеристик слоев, образованных на стенках кратера ванны, что позволило определить режимы сварки, обеспечивающие образование сварного шва (первый режим формирования), найти условия, приводящие к зарождению структур типа Humping (третий режим формирования сварных швов).

4. Режимы формирования количественно характеризуются параметрами формирования – токами $I_{\text{спл}}$, $I_{\text{опт}}$, $I_{\text{п}}$ (мощностями дуги $P_{\text{спл}}$, $P_{\text{опт}}$, $P_{\text{п}}$), определяющими границы режимов формирования и являющимися критериями оптимальности режима сварки; в статье приведены уравнения для определения параметров формирования при плазменной сварке и при оплавлении поверхности пластин электронным лучом.

5. В работе определены факторы процесса сварки, обеспечивающие режим нормального формирования швов; дана количественная оценка влияния колебаний дуги в магнитном поле на формирование шва; предложены способы преодоления формирования структур Humping.

6. В работе проведена оценка энергий при режиме образования шва (энергии для слияния слоев, энергии вязкого трения и энергии поверхностного натяжения – $E_{сл}$, $E_{в.тр}$ и $E_{пн}$) и при режиме нормального формирования сварного шва.

Литература

1. Теория сварочных процессов. Под редакцией В.М. Неровного. М.: Из-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. – 752 с.
2. Gunter Schulze. Die Metallurgie des Schweissens. – Springer, 2009. – 614 с.
3. Березовский Б.М. Математические модели дуговой сварки. Т. 1. Челябинск: Издательство ЮурГУ, 2003. – 585 с.
4. Lancaster J.F. The physics of welding. – Oxford: Pergamon Press, 1983. – 296 p.
5. Прохоров Н.М. Физические процессы в металлах при сварке. – Т. 1. – Элементы физики металлов и процесс кристаллизации.- М.: Металлургия, 1968. – 695 с.
6. Погребиский Д.М., Дудко Д.А., Шнайдер Б.И. Выбор оптимального режима импульсно-дуговой сварки торцевого соединения фольги //Автоматическая сварка. – 1973. – № 10. – С. 44-47.
7. Шнеерсон В.Я. О механизме формирования сварного шва при сварке торцовых соединений //Сварка и диагностика. – 2009. – № 5. – С.9-12.
8. Шнеерсон В.Я. Некоторые вопросы формирования сварных швов тонколистовых соединений. – Саратов: Издательский центр «Наука», 2010 г. – 223 с.
9. Терентьев Е.В., Шнеерсон В.Я. Некоторые особенности формирования слоя металла при проплавлении плоскости пластин электронным лучом //Материалы Второй международной конференции «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии». – Москва: НИУ«МЭИ». – 14-17 ноября, 2017 г. – 549 с.
10. Шнеерсон В.Я. Механизм формирования сварного шва при сварке торцовых соединений //Сварка и диагностика (часть 1, № 1. – 2021. – С. 31-36.); (часть 2, № 2. – 2021. – С. 30-36.); (часть 3, № 3 – 2021. – С. 29-36).
11. Шнеерсон В.Я. Гидродинамическая модель формирования слоистой структуры сварных швов. Часть 2 //Сварка и диагностика. – 2020. – № 2. – С. 23-32.
12. Шнеерсон В.Я. Определение основных характеристик течения металла на передней стенке кратера ванны при сварке //Сварка и диагностика. – № 1. – 2019. – С. 37-41.

Особенности многолучевой сварки стали 12Х18Н10Т

Куликов В.А., Собко С.А., Агеев К.А.

ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина»,
г. Снежинск, Россия

Аннотация. Работа посвящена исследованию влияния параметров режима многолучевой сварки на размеры сварного шва применительно к стали 12Х18Н10Т. На образцах-пластинах толщиной 3 мм определены рабочие параметры режима ЭЛС со сквозным проваром, соответствующие минимальной погонной энергии. Проведена серия экспериментов по многолучевой сварке продольными и круговыми швами с вариацией частоты сканирования луча в диапазоне от 50 до 1000 Гц и количества расщеплений луча (2, 4 и 6). Определены зависимости глубины и ширины шва от частоты сканирования и количества расщеплений луча. Показано, что для достижения сквозного провара при многолучевой сварке требуется увеличение погонной энергии сварки и тем значительнее, чем больше количество расщеплений луча. Для обеспечения минимального уровня деформаций и короблений при круговой многолучевой сварке рекомендуется ограничивать количество лучей при частотах сканирования, приближенных к верхнему пределу исследованного диапазона.

Ключевые слова: многолучевая сварка, погонная энергия, продольный и круговой швы, сквозной провар.

Abstract. The work is dedicated to the investigation into the effect of the parameters of multi-beam welding on the dimensions of a weld seam as applied to 12Cr18Ni10Ti steel. Operating parameters of keyhole technique of electron-beam welding were determined using specimen plates 3 mm thick that correspond to the minimum rate of energy input. A series of experiments on multi-beam welding through longitudinal and circular seams was conducted with varying beam scanning frequency within 50 to 1000 Hz and the number of beam splittings (2, 4 and 6). The dependencies of beam depth and width on scanning frequency and the number of beam splittings were determined. It is shown that producing keyhole welds through multi-beam welding requires increasing the rate of welding energy input, and the larger the number of beam splittings, the higher the rate of energy input. To ensure minimum deformations and distortions at circular multi-beam welding it is recommended to limit the number of beams at scanning frequencies close to the upper limit of the studied range.

Keywords: multi-beam welding, rate of energy input, longitudinal and circular seams, keyhole weld.

Введение

Развитие электронно-лучевой сварки (ЭЛС) происходит в двух направлениях: в части совершенствования сварочного оборудования и соответствующих этому оборудованию технологий [1]. Не исключением являются и исследования на основе уникальных возможностей в части

управления самим электронным лучом. Одним из таких технических достижений является технология «расщепления» электронного луча на ряд «псевдолучей», позволяющих проводить ряд одновременных процессов, например, сварки. Так, например, при изучении природы пикообразования при глубоком проплавлении в работе [2] был использован метод высокочастотного (1 кГц) поперечного сканирования луча с формированием двух параллельных швов в образцах из кварца, графита и нержавеющей стали.

Высокочастотный режим отклонения электронного луча, обеспеченный малоинерционными электромагнитными катушками и системами точного позиционирования, вызвал к технической жизни ряд совершенно новых технологий. Наиболее наглядным примером этого является сварка в многолучевом режиме, реализующая разнообразные технологии расщепленного луча. В работах обзорного характера [1, 3] обсуждены наиболее представительные технологические возможности многолучевой сварки для ряда практических применений.

Актуальность разработок с расширением области применения многолучевых технологий хорошо прослеживается и на примере последних работ. Так, в работе [4] расчетно-экспериментальным методом показано, что при сварке совмещенными источниками тепла технологически возможно управление фазовым составом различных участков сварного соединения закаливаемой стали 30ХГСА.

Технологии обработки расщепленным лучом, помимо процесса многолучевого формирования продольных швов [5], представляют интерес при сварке с одновременным наведением луча на стык, как, например, при «горячем» позиционировании луча, когда циклы поиска положения стыка и сварочные циклы перемежаются друг друга при высокой скорости сканирующего стык луча [6, 7]; при «квазитандемной» сварке с использованием периодически отклоняемого в хвост ванны луча или с предварительными проходами для проверки позиционирования луча и очистки кромок свариваемых металлов [8]; по способу [9]. Также такая технология может быть востребована при сварке разнородных металлов [10, 11]; при одновременной очистке поверхности лучом и прихватке перед сваркой, в том числе при сварке с локальной термической обработкой сформированного соединения расфокусированным лучом [12]; при разработке эффективной технологии ЭЛС термоупрочняемых сталей с предварительным плавлением или предварительным и сопутствующим подогревом соединяемого металла для предотвращения сварочных трещин, а также, что немаловажно, при формировании круговых швов [3].

Сварка круговым швом технологически реализуема при невозможности вращения крупногабаритной или сложнопрофильной детали в процессе изготовления вварных или переходных элементов [13]. Достоинство круговой сварки в многолучевом режиме проявляется наиболее эффективно в части симметричного распределения остаточных сварочных напряжений и деформаций в поле сварного соединения [10]. Такая технология позволяет снизить или даже исключить влияние «автоподогрева», характерного при традиционной сварке, на коробление ввариваемых элементов и искажение требуемых размеров сварного соединения корпусов [14].

Как известно [15], необходимая глубина проплавления или сквозного провара соединения обеспечивается за счет достаточности энергии сварки. Многолучевой процесс, за счет расщепления луча и, соответственно, перераспределения энергии по каждому из «псевдолучей», значительно теряет свою проплавляющую способность [14]. Для компенсации этих потерь требуется повышение общего энергозклада от источника сварки, в том числе величины погонной энергии. С другой стороны, при решении прикладных задач сварки, с учетом теплового вклада в процесс формирования сварного соединения, общей практикой является тенденция к снижению погонной энергии при любой сварке, в том числе при ЭЛС [16-18].

Применительно к электронно-лучевой сварке известно [15], что обобщенный параметр – погонная энергия $Q = IU/v$ (где I – ток сварки, U – ускоряющее напряжение, v – скорость сварки) – не является основным при количественной оценке процесса, так как, например, глубина проплавления определяется не только ее количественным показателем, но и плотностью вводимой энергии, регулируемой фокусировкой луча. Однако при установленной плотности вводимой энергии (и, соответственно, глубине проплавления) минимальная величина погонной энергии сварки будет однозначно определять тепловой эффект в материале сварного соединения с вытекающими отсюда последствиями в виде меньших термических напряжений, деформаций и короблений, более высокой прочности сварного соединения и т.д. [19].

В данной работе актуализирована задача оптимизации режима многолучевой продольной и круговой сварки по критерию минимальной погонной энергии.

Методика и результаты исследования

В число базовых параметров многолучевого режима входят: ускоряющее напряжение ($U= 60$ кВ), ток фокусировки, ток луча, скорость перемещения луча, частота сканирования, число расщеплений луча. При

этом необходимо учитывать, что ряд параметров режима напрямую не входит в расчет величины погонной энергии, в том числе частота сканирования и количество лучей.

Исследования по многолучевой сварке проведены на образцах-пластинах из нержавеющей стали 12X18H10T применительно к тонкостенным конструкциям коррозионностойких корпусов с наличием продольных и круговых швов. Размеры образцов 130×50×3 мм.

В рамках первого этапа экспериментально-расчетным путем определяли базовый режим сквозного провара пластины при непрерывной сварке с нарастанием тока луча $I_{л}$, начиная от нулевого значения до заданного. При этом скорость нарастания тока за расчетное время определяется установленной скоростью перемещения луча v (мм/с) и заданной длиной шва L (мм).

Сопоставление длины шва сквозного провара $L_{скв}$ (по обратной стороне пластины) с общей длиной шва ($L=25$ мм) и расчет тока луча $I_{лскв}$, определяющего начало сквозного провара, при варьировании тока фокусировки луча $I_{ф}$ и скорости сварки v , позволило по совокупности экспериментально-расчетных данных определить базовый режим сварки.

Предварительно был определен ток фокусировки, соответствующий максимальной проплавливающей способности. Оценено качество формирования обратного валика на наличие следов периодической кристаллизации как фактора стабильности формирования шва при сквозном проваре в отличие от неустойчивого формирования с разбрызгиванием ванны расплава или «ниточного» формирования корня шва [20]. Затем при этом токе фокусировки варьировали скорость сварки с ее увеличением до 14 мм/с.

Дополнительно был проведен эксперимент с варьированием скорости сварки при более высоком токе фокусировки луча, обеспечивающей более стабильное формирование корня шва сквозного провара. Это изменение тока фокусировки, при незначительном уменьшении проплавливающей способности, соответствующей малому приросту тока луча для сквозного провара, дало существенный резерв для снижения погонной энергии при увеличении скорости сварки (рисунок 1).

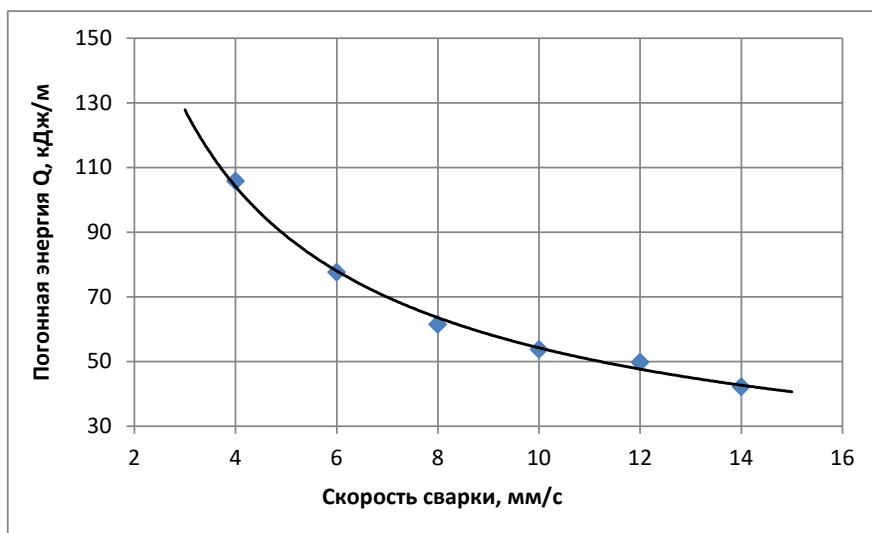


Рисунок 1 – Влияние скорости сварки на величину погонной энергии при сквозном проваре при фиксированном значении тока фокусировки

Для проведения экспериментов по многолучевой сварке на следующем этапе были установлены базовые параметры режима, отвечающие минимальной погонной энергии при скорости перемещения луча 8 мм/с и при качественном формировании корня шва сквозного провара (глубиной 3,0 мм).

На выбранном режиме проводили все последующие эксперименты по формированию швов при продольной и круговой сварке (диаметр шва 20 мм) с варьированием частоты сканирования 2, 4 и 6 расщеплениях луча в интервале от 50 до 1000 Гц (F1-F8: 50, 150, 300, 450, 600, 800, 900, 1000 Гц). Схема формирования продольных и круговых швов расщепленным лучом приведена на рисунке 2.

В соответствии с приведенной схемой были сформированы продольные швы в режиме 2-лучевой, 4-лучевой и 6-лучевой сварки. Аналогично был проведен эксперимент с формированием круговых швов в том же интервале частот и количества расщеплений луча.

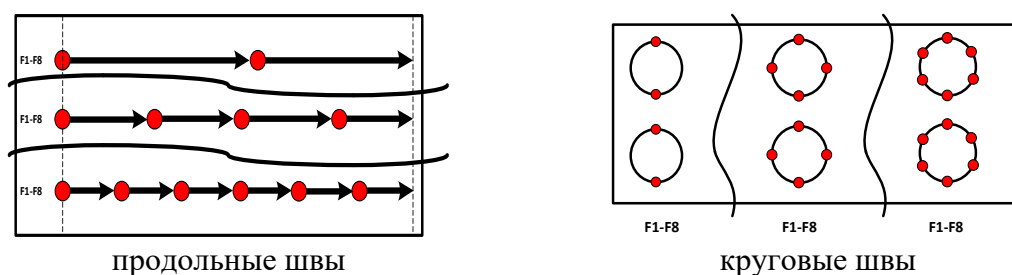


Рисунок 2 – Схема формирования швов в многолучевом режиме при частотах F1-F8

Фрагменты внешнего вида продольных и круговых швов приведены на рисунках 3 и 4.

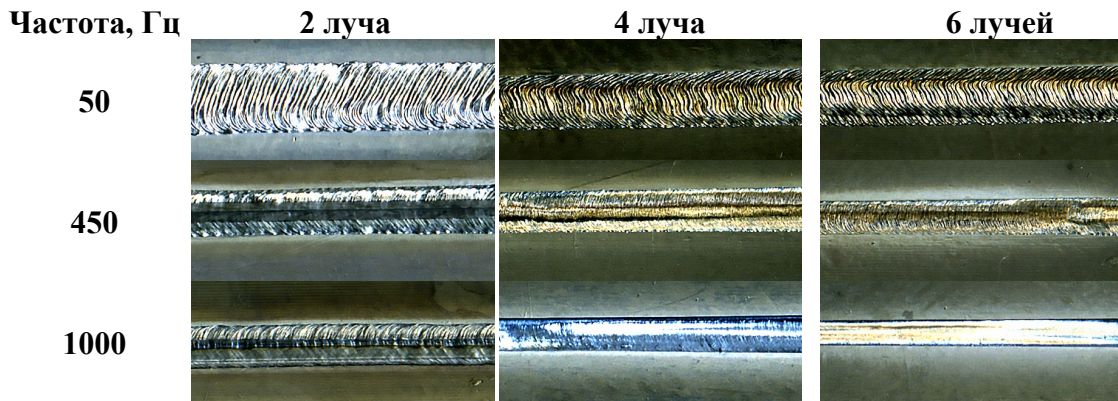


Рисунок 3 – Внешний вид продольных сварных швов

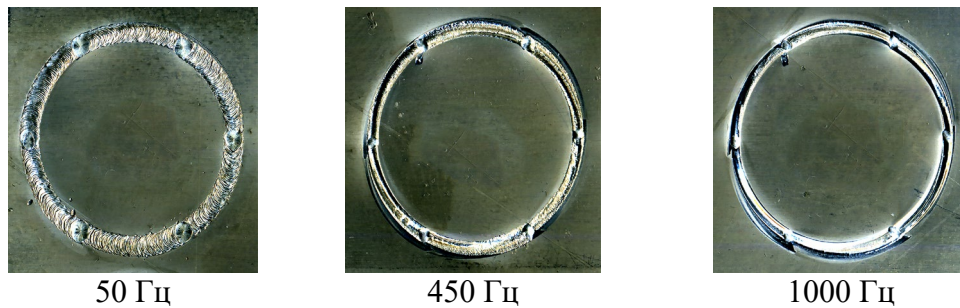


Рисунок 4 – Внешний вид круговых сварных швов при 6-лучевой сварке

Увеличение частоты сканирования луча, приближая процесс сварки к однолучевому, улучшает качество и стабильность формирования шва, как при продольной (рис. 3), так и при круговой сварке (рис. 4).

Зависимость размеров швов при сварке от частоты сканирования луча и количества расщеплений луча приведены на рисунках 5 и 6. При продольной и круговой сварке зависимость ширины шва от частоты сканирования имеет схожий характер.

Увеличение частоты сканирования и количества расщеплений луча однозначно уменьшают ширину как продольного, так и кругового шва (рисунок 5). Такое влияние обусловлено снижением энергозатрат в точке сварки на траектории сварного шва при сканировании электронным лучом.

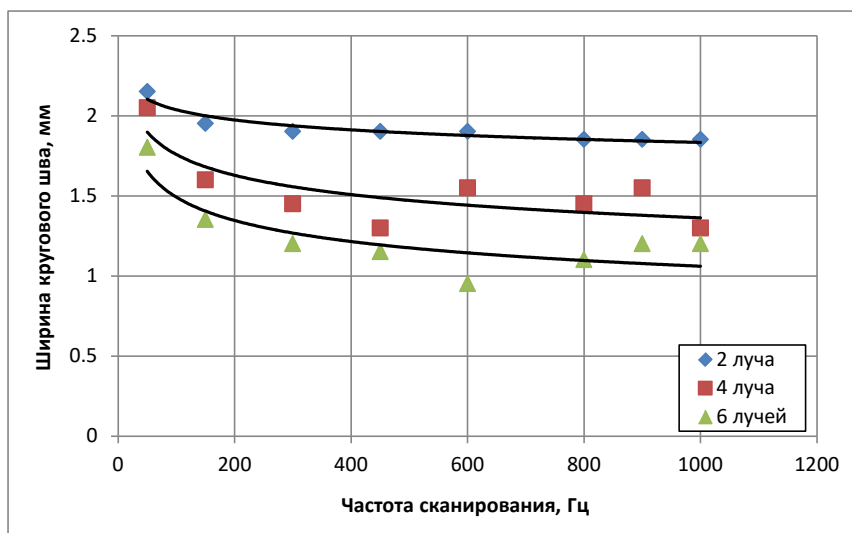


Рисунок 5 – Влияние частоты сканирования луча на ширину кругового шва

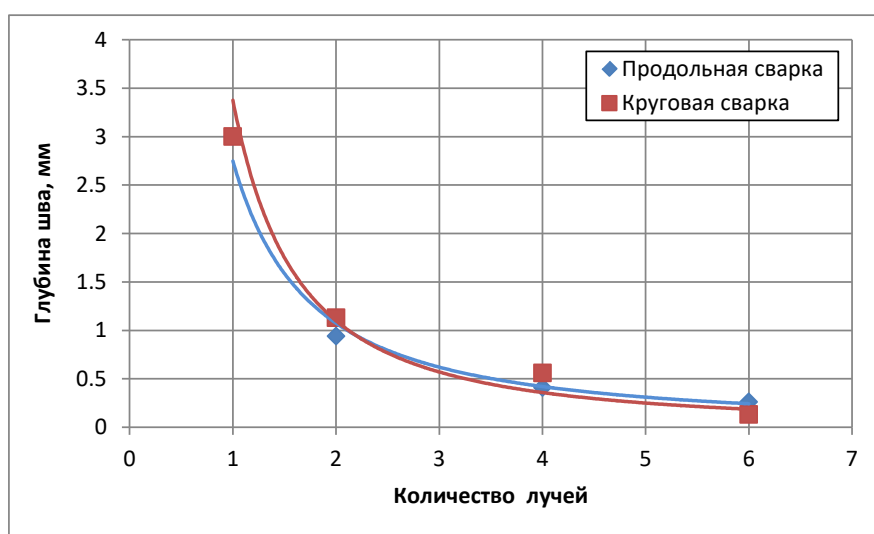


Рисунок 6 – Влияние количества расщеплений луча на глубину швов (среднее в интервале частот сканирования 50–1000 Гц)

Из анализа экспериментальных данных следует, что частота сканирования практически не влияет на глубину проплавления металла. Основное влияние оказывает количество расщеплений луча (рисунок 6).

В сравнении с базовым режимом непрерывной (однолучевой) сварки при многолучевой сварке за счет уменьшения времени сварки пропорционально количеству лучей увеличивается совокупная скорость сварки той же длины шва и уменьшается совокупная погонная энергия сварки. Так при двухлучевой сварке (относительно однолучевой) глубина как продольных, так и круговых швов уменьшается в три раза, при 4-х лучевой – в 6 раз. Это означает, что при многолучевой сварке, если необходимо обеспечить сквозной провар, следует изменять величину

погонной энергии за счет увеличения тока сварки или уменьшения скорости сварки.

Заключение

В ходе экспериментов на образцах-пластинах из стали 12Х18Н10Т толщиной 3 мм определены рабочие параметры режима ЭЛС со сквозным проваром, соответствующие минимальной погонной энергии. На оптимальном режиме, обеспечивающем сквозной провар с качественным формированием шва, проведена серия экспериментов по многолучевой сварке продольными и круговыми швами с вариацией частоты сканирования луча в диапазоне от 50 до 1000 Гц и количества расщеплений луча (2, 4, 6).

Зависимость глубины и ширины шва от частоты сканирования и количества расщеплений луча с высокой степенью достоверности аппроксимируется степенной функцией. Увеличение частоты сканирования улучшает качество и стабильность формирования шва и, в большей степени, влияет на уменьшение его ширины. Для достижения сквозного провара при многолучевой сварке требуется увеличение погонной энергии сварки и тем значительнее, чем больше количество расщеплений луча.

Для обеспечения минимального уровня деформаций и короблений при круговой многолучевой сварке рекомендуется ограничивать количество лучей при частотах сканирования, приближенных к верхнему пределу частотного диапазона отклоняющей системы.

Литература

1. Башенко В.В. Состояние и перспективы развития электронно-лучевой сварки. / В. В. Башенко, В.Б. Вихман, А.Н. Козлов, И.С. Гайдукова // Технологии и оборудование электронно-лучевой сварки 2008: Материалы Первой Санкт-Петербургской международной научно-технической конференции. Санкт-Петербург, 19-22 мая 2008 г. – 210 с. С. 5-21.
2. Misrachi S. Исследования колебаний глубины проплавления в швах при электронно-лучевой сварке. / Misrachi S., Robin J., Le Call R. Перевод с франц. №Б-41374. Всесоюзный центр переводов научно-технической литературы и документации. Пер. Е.Л. Мамутов. Москва. 1980/ International Colloquium on Electron Beam Welding and Melting, Avignon. 1978, Proceedings, p.29-36.
3. Маттиас В. Обработка элементов силовых передач электронным лучом с малой деформацией и эффектом нескольких процессов / В. Маттиас // Технологии и оборудование ЭЛС – 2011. Доклады Санкт-Петербургской Международной научно-технической конференции, 23-26 мая 2011 года. СПб.: Изд -во Политехн. ун-та, 2011. – 314 с. С. 15-32.
4. Мисюров А. И. Формирование структуры при лазерной сварке стали 30ХГСА совмещенными источниками тепла / А.И. Мисюров, И.Н. Шиганов, Н.А. Смирнова, М.В. Таксанц. Сварочное производство. 2020. № 5. С. 15- 20.
5. Зингер Х. Быстрое отклонение луча и его качество – залог экономически выгодного высококачественного применения электронного луча / Харальд Зингер, Уве Клаус, Lieven Zindler // Технологии и оборудование ЭЛС – 2011. Доклады Санкт-Петербургской Международной научно-

- технической конференции, 23-26 мая 2011 года. СПб.: Изд -во Политехн. ун-та, 2011. – 314 с. С. 174-193.
6. Шиллер З. Электронно-лучевая технология / З. Шиллер, У. Гайзиг, З. Панцер. – Энергия, 1980. – 528 с. С. 327.
7. Фролов К.В. Машиностроение. Энциклопедия / Ред. совет: К.В. Фролов (пред.) и др. – М.: Машиностроение. Оборудование для сварки. Т. IV-6/ В.К. Лебедев, С.И. Кучук-Яценко, А.И. Чвертко и др.; Под ред. Б.Е. Патона. 1999. – 496с. С. 363.
8. Ямпольский В.М. Сварка и свариваемые материалы: В 3-х т. Т. II. Технология и оборудование. Справ. изд./Под ред. В.М. Ямпольского. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1996. – 574 с. С. 117.
9. Куликов В.А., Собко С.А. Способ контроля ЭЛС // Патент России № 2495737. 2013 г. Бюл. № 29.
10. Вихман В.Б. Преимущества и недостатки электронного луча при сварке по сравнению с лазерным и электрической дугой / В.Б. Вихман А.Н. Козлов М.А. Маслов // Технологии и оборудование ЭЛС – 2014. Доклады Санкт-Петербургской Международной научно-технической конференции, 24-26 июня 2014 года. СПб.: Изд -во Политехн. ун-та. Под ред. В.Б. Вихмана. 2014. –189 с. С. 4-19.
11. Шутов Б.А. Управление составом шва при электронно-лучевой сварке разнородных металлов / Б.А. Шутов, А.А. Ерохин // Сварочное производство. – 1971, № 10. С. 10-12.
12. Григорьев В.В. Исследование возникновения специфических дефектов электронно-лучевой сварки (ЭЛС) титановых сплавов / В.В. Григорьев, В.И. Муравьев, П.В. Бахматов // Сварочное производство. – 2019. № 4. С. 36-42.
13. Куликов В.А., Собко С.А., Лежнев Д.Н. Способ электронно-лучевой сварки круговых стыков. // Патент России № 2561626. 2015 г. Бюл. № 24.
14. Куликов В.А. Разработка системы автоматизированного управления ЭЛС применительно к круговым соединениям переходников и вводов сложно-профильных конструкций / В.А. Куликов, Д.Н. Лежнев, Ю.Г. Смирнов, С.А. Собко // Технологии и оборудование ЭЛС. 2011. Доклады Санкт-Петербургской международной научно-технической конференции. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2011. – 314 с. С. 33-39.
15. Рыкалин Н.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник /Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. – Москва: Машиностроение, 1985. – 496 с. С. 364.
16. Макаров Э.Л. Сварка и свариваемые материалы: В 3-х т. Т I Свариваемость материалов. Справ. изд. /Под ред. Э. Л. Макарова – Москва: Металлургия, 1991. – 528 с. С. 93.
17. Волченко В.Н. Справочник по сварке цветных металлов / С.М. Гуревич, В.Н. Замков. – Киев: Изд. «Наукова думка», 1990. – 512 с. С. 204.
18. Алешин Н.П. Совершенствование процесса сварки хладостойких сталей путем оптимизации баланса тепловой энергии дугового источника / Н.П. Алешин, Б.Ф. Якушин, Н.В. Коберник, В.С. Килев // Сварочное производство. – 2018. № 10. С. 3-13.
19. Вильямс А. Свойства сварных соединений, полученных при электронно-лучевой сварке / А. Вильямс, К. Мартин. В сб. «Электронно- и ионно-лучевая технология». Изд-во «Металлургия», 1968. С. 333-358.
20. Беленький В.Я. Динамическая модель электронно-лучевой сварки со сквозным проплавлением / В.Я. Беленький, Д.Н. Трушников, А.Л. Пискунов, А.Н. Лялин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2011. Т. 13, № 3. С. 72-84.

Особенности сварки разнородных сталей со сквозным проваром

Гареев И.С., Собко С.А., Фельдшерова В.В., Филимоненко А.Г.

ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина»,
г. Снежинск, Россия

Аннотация. Представлены результаты исследований по электронно-лучевой и аргонодуговой сварке разнородных соединений сталей 30ХГСА и 20, а также 30ХГСА и 09Г2С. Особенности технологии заключались в необходимости выполнения сквозного провара, для чего предложены и отработаны режимы двухпроходной сварки. Отмечены различия в геометрических параметрах швов АДС и ЭЛС со сквозным проваром. В части свариваемости соединений, дефектов и нежелательных структур в соединениях не выявлено. Расчетные данные по суммарной погонной энергии и коэффициентам формы сварных швов подтвердили эффективность ЭЛС в части снижения теплового вклада в сварное соединение. Механические испытания на растяжение показали более высокую прочность швов, выполненных АДС. Прочность электронно-лучевых соединений не ниже 0,95 от прочности сталей 20 и 09Г2С. Соединение со сталью 09Г2С со сквозным проваром является более прочным, чем со сталью 20.

Ключевые слова: разнородные соединения, аргонодуговая сварка, электронно-лучевая сварка, сквозной провар, свариваемость, прочность швов

Abstract. The work gives the results of the study devoted to electron beam welding compared to argon arc one of heterogeneous compounds from steels 30HGSA and 20, as well as 30HGSA and 09G2S. According to the technological features, keyhole welds were required, and for this purpose, two-run welding techniques were suggested and refined. Differences in geometry parameters of keyhole joints welded through AAW and EBW were highlighted. As for weldability of joints, neither defects nor undesired structures in joints were revealed. Computational data on total rate of energy input and on coefficients of weld joint shapes confirmed EBW efficiency in reducing thermal contribution into the weld joint. Mechanical stretching tests demonstrated higher strength of argon-arc welded joints. Impact strength tests of the weld seams showed a higher level of fracture energy at EBW. The strength of electron-beam welded joints is not lower than 0.95 of the strengths of 20 and 09G2S steels. The keyhole joint with 09G2S steel is stronger than with 20 steel.

Keywords: heterogeneous compounds, argon arc welding, electron beam welding, keyhole weld, weldability, seam strength

Введение

По мере освоения технологий сварки конструкционных материалов возрастают требования к качеству сварки и сварным конструкциям в части обеспечения точности размеров швов и прочности сварных соединений

при расширении номенклатуры применяемых и разрабатываемых конструкций.

Одним из таких требований является сварка соединений со сквозным проваром. Наибольший опыт в этом направлении достигнут в применении дуговых способов автоматической сварки. К издержкам этого направления можно отнести невысокий уровень прочности сварных соединений за счет значительного разупрочнения околошовных зон, сопутствующего высокому уровню погонной энергии при однопроходной и многослойной дуговой сварке с присадочной проволокой.

Более перспективным в этом плане способом является электронно-лучевая сварка, позволяющая даже в однопроходном варианте за счет меньшего уровня погонной энергии реализовать соединение деталей значительной толщины [1]. Вместе с тем наработок по ЭЛС со сквозным проваром незначительно [2].

Сопутствующей и не менее важной проблемой является возможность качественного соединения деталей со сквозным проваром из разнородных материалов.

В современных конструкциях широко применяют конструкционные, жаропрочные и коррозионностойкие стали разных структурных классов. В большинстве случаев отдельные части изделий со сварными швами целесообразно изготавливать из разнородных сталей. При этом легированную сталь используют лишь в наиболее напряженных участках или участках, подверженных действию высокой температуры, коррозионных и абразивных сред. Такое решение обеспечивает наиболее полное использование материала в конструкции, приводит к резкому снижению расхода легированных сталей одного структурного класса разного легирования или разных структурных классов [3].

Проблема сварки разнородных материалов, и в первую очередь сталей, связана с тем [4-6], что неоднородность металла сварного шва, как по химическому составу легирующих элементов, так и по свойствам может не совпадать с составом и свойствами материала каждой из соединяемых деталей конструкции. Также известно, что у различных стальных материалов отличается ширина так называемого переходного слоя или «кристаллизационной» прослойки, составляющей по разным данным от тысячных долей до 0,8 мм [3, 7-9] и имеющей разную склонность к провоцированию разрушения соединения при эксплуатации. В некоторых работах [10, 11] обсуждена роль миграции углерода через границу сплавления сталей разного легирования в резком изменении свойств переходного слоя из-за появления обезуглероженной и науглероженных зон, однако не рассмотрен вопрос о подобном влиянии других легирующих элементов в составе свариваемых сталей.

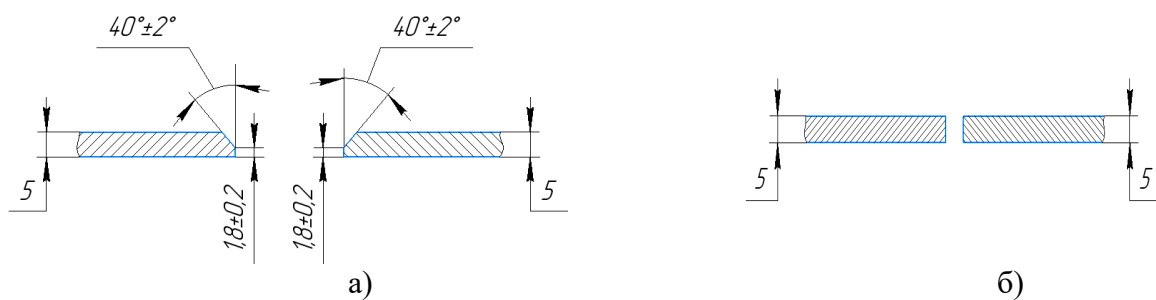
Цель данной работы заключалась в сравнительной оценке свойств и свариваемости соединений из стали 30ХГСА со сталями 09Г2С и 20, выполняемых электронно-лучевой (ЭЛС) и аргонодуговой сваркой (АДС) со сквозным проваром.

В работах [7, 12] ранее обсуждены преимущества ЭЛС при сварке разнородных металлов за счет минимальной погонной энергии и существующей возможности регулирования химического состава шва смещением луча относительно стыка. Вопросы свариваемости исследуемых сталей и, в том числе, близких к ним по свойствам других перлитных сталей рассмотрены также в работах [12, 13]. Применительно к таким перлитным сталям в работах [14, 15] приведен ряд возможных технологических мер по уменьшению структурно-химической неоднородности (подогрев, облицовка кромок закаливающихся материалов металлом не склонным к закалке, или применение таких же присадочных материалов).

Основным условием при выборе режимов каждого вида сварки было получение сварных швов со сквозным проваром без дефектов в виде трещин, пор, несплавлений и прожогов. Для экспериментов были выбраны пары сталей в следующих сочетаниях: (сталь 20+30ХГСА) и (09Г2С+30ХГСА). В качестве объекта сварки и исследований применены образцы - пластины из сталей толщиной 5 мм (160x80 мм).

В качестве критериев оценки качества сварных швов и соединений в рамках сравнительного анализа применены и рассмотрены: погонная энергия сварки; размеры швов и коэффициент их формы (чем больше его величина, тем более значительны деформационные эффекты соединений в виде усадки металла и короблений), а также механические свойства швов и сварных соединений в целом.

Варианты конструкции сварных соединений для каждого вида сварки приведены на рисунке 1.



а) – конструкция для АДС; б) – конструкция для ЭЛС
Рисунок 1 – Варианты конструкции сварных соединений

При АДС первый проход выполняли неплавящимся вольфрамовым электродом без сварочной проволоки с проплавлением и формированием корня шва. Второй проход с заполнением разделки выполняли с применением сварочной проволоки Св-08Г2С ГОСТ 2246–70 диаметром 1,6 мм.

Вариантом соединения образцов без разделки кромок при ЭЛС со сквозным проваром предусмотрено выполнение разглаживающего прохода. ЭЛС выполняли при ускоряющем напряжении 60 кВ. В качестве источника генерирования луча использовали электронно-лучевую пушку 6ЭПС60. В ходе проведения экспериментов для определения оптимального режима сварки изменяли ток сварки и ток фокусировки.

По результатам предварительных экспериментов были определены базовые режимы сварки, обеспечивающие сквозной провар свариваемых кромок. Причем, скорость сварки при ЭЛС (450 мм/мин) превышала скорость сварки при АДС (115 мм/мин) в 4 раза. Такое отличие в скорости сварки – один из основных факторов, определяющих разный уровень погонной энергии сварки и теплового вклада в сварное соединение.

Погонную энергию Q , кДж/м определяли по формуле [1]:

$$Q = \frac{q}{g} = \frac{U \cdot I \cdot \eta}{g}, \quad \text{где} \quad (1)$$

q – эффективная мощность сварочной дуги (электронного луча), Вт;

g – скорость сварки, м/с;

U – напряжение на дуге, В (ускоряющее напряжение, кВ);

I – ток сварки, А (мА);

η – эффективный КПД процесса проплавления.

Сварку для каждого варианта выполняли за два прохода, поэтому оценивали суммарную погонную энергию:

$$Q(АДС) = \frac{240 \cdot 8,5 \cdot 0,75}{0,002} + \frac{190 \cdot 12,5 \cdot 0,75}{0,0018} = 1736,6 \text{ кДж/м.}$$

$$Q(ЭЛС) = \frac{60000 \cdot 0,05 \cdot 0,9}{0,0075} + \frac{60000 \cdot 0,035 \cdot 0,9}{0,0075} = 612 \text{ кДж/м.}$$

Как видно из расчетных данных, суммарная погонная энергия при ЭЛС существенно ниже (2,8 раза), чем при АДС при условии обеспечения сквозного провара.

Для оценки коэффициента формы сварных швов были определены геометрические параметры швов. Коэффициент формы сварных швов определяли по следующей формуле [1]:

$$K_{\phi} = \frac{B}{H}, \quad (2)$$

где: B – ширина шва с наружной стороны, H – "глубина" сварного шва.

Коэффициент формы сварных швов, полученных аргонодуговой сваркой, составил:

$$K_{\phi}(30XГСА + \text{сталь}20) = \frac{12}{5} = 2,4.$$

$$K_{\phi}(30XГСА + 09Г2С) = \frac{12,24}{5} = 2,45.$$

Коэффициент формы сварных швов, полученных ЭЛС, составил:

$$K_{\phi}(30XГСА + \text{сталь}20) = \frac{5,44}{4,66} = 1,17.$$

$$K_{\phi}(30XГСА + 09Г2С) = \frac{5,95}{4,66} = 1,28.$$

Полученные данные по суммарной погонной энергии и коэффициентам формы сварных швов подтвердили эффективность ЭЛС в части снижения теплового вклада в сварное соединение, уменьшающего уровень сварочных деформаций при варианте со сквозным проваром. Однако при ЭЛС сварные швы формируются с вогнутостью с наружной стороны, что, как правило, является недопустимым для корпусных конструкций. В этом случае при применении ЭЛС может быть выполнена сварка изделий с технологическим припуском по толщине соединения.

По данным металлографического анализа оценивали сходство и отличия в структуре, а также твердость основных зон сварных соединений.

Микроструктура основных металлов представляет собой ферритно-перлитную смесь, характерную для мало- и среднеуглеродистых конструкционных сталей. Зона термического влияния (ЗТВ) имеет более крупнозернистую структуру, чем структура основного металла, однако значительного роста зерна в ЗТВ не обнаружено, что говорит об отсутствии перегрева. Микроструктура сварного шва характерна для

структур закалки [16]. Это подтверждается более высокой твердостью сварного шва по сравнению с основным металлом.

Микроструктура всех зон сварного соединения образца (09Г2С+30ХГСА) подобна структуре образца (30ХГСА+сталь 20).

В таблице 1 приведены значения твердости исследуемых пар сталей в зависимости от способа сварки.

Таблица 1 – Средние значения твердости HV5 по зонам сварного соединения

Соединения	Вид сварки	Зоны сварного соединения				
		ОМ1	ЗТВ1	СШ	ЗТВ2	ОМ2
30ХГСА+ст. 20	АДС	207	279	236	176	155
30ХГСА+ст. 20	ЭЛС	201	249	263	174	146
30ХГСА+09Г2С	АДС	214	278	270	232	187
30ХГСА+09Г2С	ЭЛС	205	256	233	211	178

На твердость сварных швов повлияли процессы перемешивания более прочного (30ХГСА) с менее прочным металлом (сталь 20 и 09Г2С); применение отличающейся по составу сварочной проволоки, а также высокая испаряемость марганца при сварке в вакууме [17].

По результатам проведения металлографического анализа сварных соединений после сварки и отжига дефектов в виде пор и трещин в швах не обнаружено.

Прочность сварного шва определяли при испытаниях на растяжение и ударный изгиб по ГОСТ 6996-66 “Сварные соединения. Методы определения механических свойств”. На плоском образце в зоне шва с двух сторон выполняли полукруглые симметричные проточки, позволяющие локализовать максимальные усилия непосредственно по оси шва и оценить непосредственно прочность шва.

В таблице 2 приведены результаты механических испытаний. Таблица 2 – Средние значения прочности и ударной вязкости сварного шва

Соединения	Вид сварки	Прочность, кгс/мм ²	Ударная вязкость, Дж/см ²
30ХГСА+ст. 20	АДС	73,7	54,3
30ХГСА+ст. 20	ЭЛС	63,4	149,0
30ХГСА+09Г2С	АДС	84,4	30,1
30ХГСА+09Г2С	ЭЛС	77,4	151,0

Зоны разрушения образцов при растяжении расположены вдоль границ швов как при ЭЛС, так и при АДС. Разрушение не по оси шва, а непосредственно у границы сплавления подтверждает обсуждаемую [7-9] значимость переходных кристаллизационных слоев разнородных

металлов, как критических в части влияния на прочность сварных соединений. Причем разрушение образцов произошло непосредственно по границе с ЗТВ менее прочных материалов (со стороны стали 20 и стали 09Г2С). Для всех разрушенных образцов отмечается утонение в зоне разрушения (образование шейки), что подобно вязкому характеру разрушения по схеме “чашка-конус” [18].

Локализация зоны разрушения со стороны низколегированных сталей и, соответственно, менее прочных их структур связана, в том числе с концентрационными эффектами таких легирующих элементов, как Mn, Cr и Si.

По данным рентгеноспектрального микроанализа при ЭЛС содержание этих элементов в зоне оси шва не отличается от содержания в стали 30ХГСА как при сварке со сталью 20, так и 09Г2С. В сварном шве вблизи с границей сплавления со сталью 20 наблюдается снижение концентрации Mn до 0,2%, то есть почти в два раза по сравнению с имеющейся в этой стали, а также снижение концентрации Cr до 0,6% (от 1,2% в стали 30ХГСА).

Вблизи с границей сплавления со сталью 09Г2С также произошло падение концентрации Mn до 0,4% (от 1,0% в стали 30ХГСА) при незначительно уменьшении содержания Cr и Si.

При АДС за счет дополнительного легирования Mn из присадочной проволоки отмечается повышенное его содержание по оси шва как со сталью 20 (до 1,4%), так и со сталью 09Г2С (до 1,7%) при резком уменьшении содержания Cr до 0,3% (от 1,2% в стали 30ХГСА). На границе сплавления со сталями 20 и 09Г2С содержание Cr “обрывается” при падении содержания Si и Mn и вторичном пике Mn.

Уменьшение концентрации основных элементов-упрочнителей в кристаллизационной переходной прослойке разнородного шва при ЭЛС является, по-видимому, одной из причин разрушения именно в зоне сплавления с менее прочными, чем 30ХГСА, сталями.

При этом значения предела прочности сварных швов, выполненных АДС выше, чем прочность швов, выполненных ЭЛС. Это, прежде всего, связано с особенностями формирования швов (выпуклость, вогнутость). Кроме этого, дополнительным упрочняющим фактором сварных швов, выполненных АДС, является дополнительное легирование металла сварного шва элементами присадочной проволоки, в частности, марганцем.

Анализ макроснимков изломов после испытаний на удар показал, что разрушение образцов выполненных ЭЛС более вязкое, чем при АДС. Это подтверждается соответствующим увеличением значений ударной вязкости (в 3-5 раз, таблица 2).

Эти результаты, как и в ряде предшествующих работ, подтверждают известные преимущества ЭЛС не только в части меньшей погонной энергии и качестве соединений, но и в достаточно выгодном сочетании механических свойств.

Для оценки критичности фактического уровня прочностных свойств шва и характера разрушения на прочность разнородных соединений тех же сталей дополнительно были проведены механические испытания растяжением плоских образцов $90 \times 10 \times 5$ мм после ЭЛС.

Разрушение образцов при испытании на прочность сварного соединения произошло по зоне доотпуска (нагрев от сварного шва) основного металла сталей 20 (43,2 кгс/мм²) и 09Г2С (50,9 кгс/мм²) на расстоянии (16 -17) мм от оси шва. Это свидетельствует о том, что в целом прочностные свойства сварного шва и ЗТВ при одинаковом сечении, даже при отрицательном влиянии переходного кристаллизационного слоя, выше, чем у основного металла сталей 20 и 09Г2С. Таким образом, прочность электронно-лучевых соединений не ниже 0,95 от прочности сталей 20 и 09Г2С.

Заключение

В рамках работы выполнен сравнительный анализ свойств и свариваемости электронно-лучевых и аргонодуговых соединений из стали 30ХГСА со сталями 09Г2С и 20 с формированием сквозного шва при толщине образцов – пластин 5 мм. Отработаны режимы двухпроходных АДС и ЭЛС разнородных соединений со сквозным проваром.

Дефектов в виде пор и трещин в швах не обнаружено. Структур, характерных для перегрева и пережога в сварных соединениях не выявлено. Отмечены различия в геометрических параметрах швов АДС и ЭЛС со сквозным проваром.

Расчетные данные по суммарной погонной энергии и коэффициентам формы сварных швов подтвердили эффективность ЭЛС в части снижения теплового вклада в сварное соединение.

Механические испытания сварных швов на растяжение показали, что разрушение происходит на границе с основным металлом сталей 20 и 09Г2С по переходному кристаллизационному слою. По данным рентгеноспектрального микроанализа зонам разрушения соответствуют резкие изменения в этих зонах в концентрациях Mn, Cr и Si, являющихся основными элементами-упрочнителями для данных низко- и среднелегированных сталей. Испытания сварных швов на ударную вязкость показали более высокий уровень работы разрушения при ЭЛС.

Сварные соединения при растяжении разрушаются в зоне доотпуска основного металла. Прочность электронно-лучевых соединений не ниже 0,95 от прочности сталей 20 и 09Г2С. Сварное соединение со сталью 09Г2С является более прочным, чем со сталью 20. По результатам работы к применению рекомендованы соединения стали 30ХГСА со сталью 09Г2С со сквозным проваром, выполняемым ЭЛС.

Литература

- 1 Рыкалин Н.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.
- 2 Беленький В.Я. Динамическая модель электронно-лучевой сварки со сквозным проплавлением / В.Я. Беленький, Д.Н. Трушников, А.Л. Пискунов, А.Н. Лялин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение, 2011, том 13, №3, С. 72-84.
3. Сварка в машиностроении // Справочник. Том 2. Под ред. А.И. Акулова; М.: Машиностроение, 1978. – 461 с.
4. Никитин В.М. Особенности кристаллизации металла шва при сварке плавлением разнородных материалов. Сварочное производство. 1973. № 5. С. 53-55.
5. Матюнин В.М. Контроль механических свойств разнородных сварных соединений сталей разных структурных классов / В.М. Матюнин, А.Л. Гончаров, А.Ю. Марченков, Д.А. Жгут, Н. Абусейф, А. Бободжанов, В.П. Лукин // Сварочное производство. 2020. № 8. С. 7-12.
6. Макаров Э.Л. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э.Л. Макаров, Б.Ф. Якушин; под ред. Э.Л. Макарова. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 487 с.
7. Рябов В.Р. Сварка разнородных металлов и сплавов / В.Р. Рябов, Д.М. Рабкин, Р.С. Курочко, Л.Г. Стрижевская. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с. С. 85.
8. Павлов И.В. К вопросу о механизме образования переходного слоя в зоне сплавления разнородных сталей / И.В. Павлов, Д.П. Антонец, Ю.Н. Готальский // Автоматическая сварка. 1980. № 7. С. 5-7.
9. Сварка и свариваемые материалы: В 3-х томах. Т 1. Свариваемость материалов. Справ. изд. / Под ред. Э.Л. Макарова. – М.: Металлургия, 1991. – 528 с. С.425.
10. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. Под ред. акад. Б.Е. Патона. М.: «Машиностроение», 1974. – 768 с. С. 622.
11. Лившиц Л.С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. 2-е изд., перераб. и доп. / Л.С. Лившиц, А.Н. Хакимов. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с. С. 297.
12. Земзин В.Н., Шрон Р.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-е, 1978. – 367 с. С.15.
13. Поболь И.Л. Анализ механических свойств и упруго-напряженного состояния сварных соединений из разнородных сталей / И.Л. Поболь, А.И. Поболь // Технологии и оборудование ЭЛС – 2011. Доклады Санкт-Петербургской Международной научно-технической конференции, 23-26 мая 2011 года. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2011. – 314 с. С. 140-149.
14. Готальский Ю.Н. Сварка разнородных сталей. – Киев: Техника, 1981. – 184 с.
15. Думов С.И. Технология электрической сварки плавлением. – Учебник для машиностроительных техникумов. – 3-е изд., перераб. и дополн. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-е, 1987. – 461 с.
16. Малевский Ю.Б. Атлас макро- и микроструктур сварных соединений / Ю.Б. Малевский, Ф.Б. Грабин, Г.Ф. Даровский, Г.И. Парфесса. – Киев: Машгиз, 1961. – 119 с.
17. Справочник по пайке / Под ред. И.Е. Петрунина. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2003. – 480 с. С. 143.
18. Фрактография и атлас фрактограмм / Под ред. Дж. Феллоуза. – М.: Металлургия, 1982. – 488 с.

Разработка технологии локальной пайки смесительных головок КС ЖРД электронным лучом

Паничев Е.В., Шуваева Л.П., Юхневич С.С., Ларсов С.М.

АО «Конструкторское бюро химавтоматики», г. Воронеж, Россия

Аннотация. В работе приведены результаты экспериментальных работ по разработке и внедрению технологии устранения единичных, выявляемых при проведении испытаний, негерметичностей паянных разнородных соединений в многофорсуночных смесительных головках камер сгорания жидкостных ракетных двигателей локальной подпайкой электронным лучом. Актуальность данной работы обусловлена возможностью сохранения трудоемкой, сложной и дорогостоящей продукции для использования по назначению.

Ключевые слова: негерметичность, паянное соединения, электроннолучевая сварка, припой, форсунка, смеситель, галтель, режимы.

Abstract. В работе приведены результаты экспериментальных работ по разработке и внедрению технологии устранения единичных, выявляемых при проведении испытаний, негерметичностей паянных разнородных соединений в многофорсуночных смесительных головках камер сгорания жидкостных ракетных двигателей локальной подпайкой электронным лучом. Актуальность данной работы обусловлена возможностью сохранения трудоемкой, сложной и дорогостоящей продукции для использования по назначению.

Keywords: негерметичность, паянное соединения, электроннолучевая сварка, припой, форсунка, смеситель, галтель, режимы.

Введение

Одним из наиболее сложных и ответственных узлов современного жидкостного ракетного двигателя (ЖРД) является смесительная головка камеры сгорания (КС).

Обеспечение требуемых характеристик современных ЖРД предполагает использование больших расходов компонентов топлива, при высоких давлениях и температурах. Для обеспечения необходимых характеристик в рассматриваемой в данной работе смесительной головке (рис. 1) КС ЖРД для РН семейства «Ангара» применяются 331 форсунка из бронзового (60 шт.) и хромоникелевого сплава (271 шт.).

Смесительная головка состоит из переднего (огневого), среднего и наружного днищ, корпуса и форсунок. Форсунки изготавливают из материалов с высокой коррозионной стойкостью, жаропрочностью и жаростойкостью, например, сталь 12Х18Н10Т и ХН78Т и бронза БрХ08. Днища изготавливают из высокопрочных стали ВНС16. Форсунки

установлены в днища с расстоянием между их внешними стенками 4,5 мм. Выступание форсунок над поверхностью днищ в рядах не одинаково.

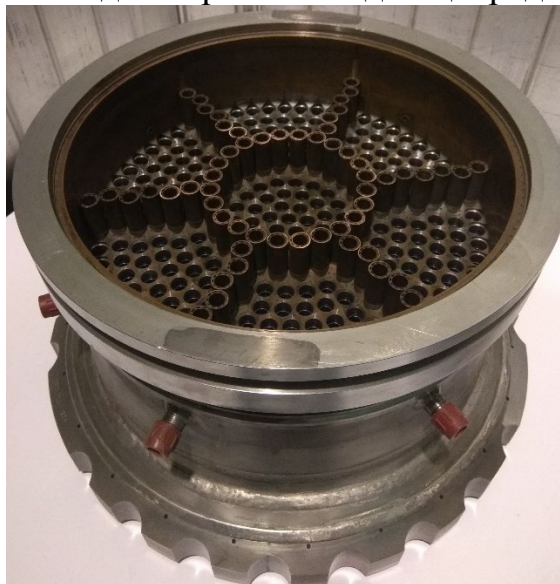


Рисунок 1 – Внешний вид смесительной головки

Герметизация соединения данных форсунок с днищем смесительной головки и корпусом осуществляется полным пакетом (662 соединения) способом высокотемпературной пайки в вакууме. В качестве расплавляемого элемента используются кольца из проволочного припоя марки ПСр 37,5.

Сложность сборки, наличие в конструкции разнородных материалов, необходимость сохранения острых кромок на торцах отверстий для обеспечения капиллярного эффекта при заполнении припоем зазора между деталями предопределяет, высокую стоимость данной продукции и увеличивает риск получения не герметичности любого паянного соединения из пакета.

Повторная перепайка смесительной головки невозможно из-за сложности паянной конструкции разнородных материалов, находящейся в состоянии жесткого заземления. Что приведёт к появлению недопустимых надрывов медных форсунок по кромкам расходных отверстий и торцу, обеспечивающему стабильность процесса горения.

В рамках представленной работы реализована разработка технологии локальной пайки расходных элементов смесительных головок КС ЖРД применением электронного-лучевой сварки.

Анализ существующих технологий

Решение вопроса устранения единичных не герметичностей паянных соединений много форсуночных смесительных головок КС ЖРД

является актуальной проблемой для снижения себестоимости выпускаемых изделий.

Среди имеющихся, в открытых источниках, известен способ пайки теплообменника сканирующим электронным лучом и устройство для его осуществления (Патент № RU2355526C2 B23K1/005 2006.01 B23K3/00 2006.01 B23K101/02 2006.01).

Недостатком такого способа является применение плоскотного нагрева сканирующим электронным лучом и групповая пайка мелких деталей, расположенных на одной плоскости за счёт теплоотдачи от наружных нагреваемых поверхностей и излучения подложки для получения большого количества паянных швов. В случае исправления в смесительных головках непропаев отдельных форсунок, выступающих над плоскостью нагрева с переменной высотой и изготовленных из разнородных материалов такой способ, приведёт к расплавлению поверхности деталей и как следствие нарушению геометрических размеров деталей над плоскостью пайки, а также к разрушению из-за повторного высокотемпературного нагрева пропаянных соединений.

Известен способ (Патент № RU2560117C1 F02R 9/52 2006.01) устранения не герметичности смесительной головки с помощью лазерной пайки не пропаянных форсунок с днищами смесительной головки с помощью непрерывного воздействия на повторно уложенные кольца припоя сфокусированного лазерного луча при перемещении рабочего стола со смесительной головкой вокруг излучателя

Недостатком такого способа является выполнение пайки без защитной атмосферы, что приводит к окислению поверхностей основного материала с кольцами припоя в зоне пайки и расположенных рядом паяных соединений, получение менее плотного паянного соединения. Пайка происходит последовательным точечным расплавлением по периметру припоя, что приводит к неравномерному формированию плотности паянного соединения. Так же, для выполнения пайки по данной технологии требуется вращение рабочего стола установки в оси вращения совпадающей с осью каждой подлежащей пайке форсунки (в соответствии с заданной скоростью), что требует отдельного оснащения и индивидуальной подготовки в зависимости от расположения зоны исправления.

Постановка условий для разрабатываемой технологии

На основании проведенного анализа известных технологий устранения не герметичности отдельных паянных соединений сложных и ответственных конструкций, техническим результатом, на достижение которого должна быть направлена разрабатываемая технология, является

исключение повторной высокотемпературной вакуумной пайки сложной конструкции разнородных материалов, находящейся в состоянии жесткого заземления, повышения плотности соединения и уменьшение трудоемкости при изготовлении смесительных головок КС ЖРД.

Разработка концепции технологии

На основании поставленных условий к разрабатываемой технологии, а также с учетом имеющегося на предприятии оборудования и накопленного технологического опыта, в качестве базовой технологии для отработки процесса предложена следующая концепция:

– использование в качестве источника нагрева электронного луча сварочной установки с энергетическим комплексом ЭЛТА-60/15 в условиях глубокого вакуума при неподвижном положении смесительной головки;

– воздействие на повторно уложенное кольцо припоя вокруг не пропаянной форсунки перефокусированным специальным образом электронным лучом с круговой низкочастотной разверткой, диаметром большим наружного диаметра форсунки и меньшим наружного диаметра кольца припоя.

Таким образом, при включении процесса, на поверхности уложенных колец припоя и днищ смесительной головки вокруг форсунок низкочастотным расфокусированным электронным лучом с круговой разверткой создается локальная концентричная область нагрева, что обеспечивает расплавление припоя и переплавление исходного дефектного паяного соединения форсунки. Применение низкочастотной круговой развертки электронного луча в сочетании с высоким рабочим вакуумом обеспечивает удержание ванны расплавленного припоя, его перемешивание и вакуумное очищение. По окончании пайки очередной форсунки, система управления автоматически, с установленным временем снятия тока эмиссии, отключает электронный луч и происходит кристаллизация расплавленного припоя. Переход к другой форсунке осуществляется перемещением манипулятора или отклоняющей системой электроннолучевой пушки, при этом отсутствие необходимости вращения смесительной головки относительно оси форсунки, значительно упрощает работы по настройке и обеспечивает возможность проведения работ без сброса рабочего вакуума.

Реализация указанных условий локального нагрева для осуществления пайки обеспечивает высокую чистоту получаемого соединения, плотность соединения, а также сохранность пакета паяных соединений в составе смесительной головки.

Отработка режимов электроннолучевой пайки

Для отработки предложенной технологии выполнены следующие работы на натурном имитаторе:

1. Подготовка поверхностей в месте подпайки и припоя зачисткой прореагировавших и окисленных продуктов исходной пайки слесарным способом с последующим обезжириванием.

2. Установка и фиксация кольца припоя ПСр-37,5 (применяется согласно КД для пайки данной сб. ед.) по периметру форсунки на подготовленную поверхность корпуса.

3. Подбор и отработка режимов подпайки на электроннолучевой установке (фокусировка, частота и размер кольцевой развертки электронного луча). Подобранные режимы сварки представлены в таблице 1.

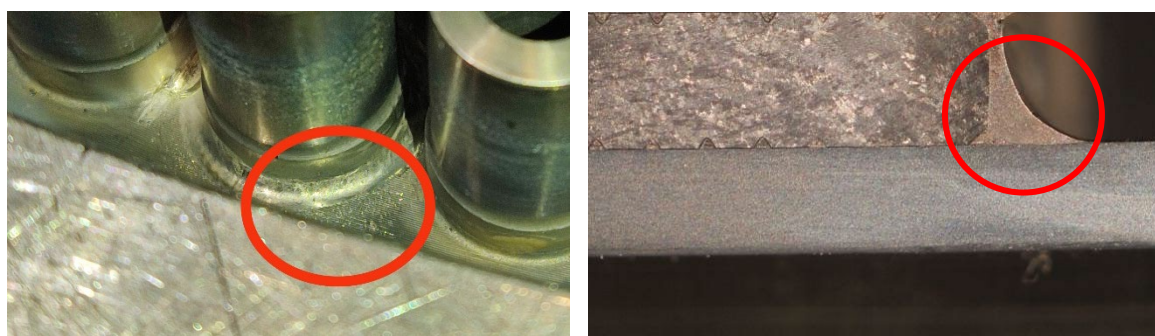
Таблица 1 – Режимы локальной пайки электронным лучом

Ток эмиссии	Ток фокусировки	Размер развертки	Форма развертки	Частота развертки	Время сварки
20-21 мА	Острый + 6 мА	110	Круг	20 Гц	10 - 15 сек

4. Локальная пайка соединений двух форсунок на натурном имитаторе на подобранных режимах (рис. 2, а).

5. Выполнение операций контроля на герметичность паяного пакета в зоне подпайки керосиновой пробой.

6. Разрезка имитатора и проведение металлографического исследования качества полученного паяного соединения с оценкой влияния подпайки на паянные соединения соседних форсунок в зоне термического влияния.



а

б

Рисунок 2 – Полученное подпайкой соединение

а – внешний вид галтели подпайки; б - шлиф подпаянного соединения (×25)

В результате проведенного исследования установлено, что выполненная подпайка отрицательного воздействия на паяные соединения, как на участке подпайки, так и на соседних форсунках, не оказывает. Дефектов металлургического характера в материале подпайки не обнаружено. Паяные соединения удовлетворяют требованиям ТУ разработчика и ОСТ 92-1190-88 (рис. 2, б).

Аналогичная подпайка по технологии описанной выше выполнена по месту искусственно сделанной имитацией негерметичности в виде отверстия $\varnothing 0,8$ мм полученного методом электроэрозии.

На основании положительных результатов всех видов испытаний получаемых паянных соединений ранее негерметичных форсунок имитаторов смесительной головки, принято решение о выполнении подпайки по описанной технологии 2 смесительных головок, имеющих единичные не герметичности форсунок, расположенных в разных местах с повторным проведением испытаний на герметичность.

Доработанные смесительные головки были скомплектованы в КС и прошли следующие испытания:

- гидравлическое испытание давлением 300^{+20} кгс/см² 28 раз с выдержкой по 3 мин, под давлением при каждом нагружении;

- гидравлическое испытание давлением 400^{+30} кгс/см² с выдержкой 5 мин под давлением (разрушение не произошло);

- гидравлическое испытание давлением 500^{+30} кгс/см² и 200^{+15} кгс/см² 28 раз с выдержкой 3 мин под давлением при каждом нагружении.

Далее срезанные с КС смесители выдержали пневматические испытания мест подпайки форсунок давлением $20^{+1,5}$ кгс/см² в течении 5 минут согласно требований КД.

Последующее металлографическое исследование подтвердило качество паяных соединений.

Заключение

Технология выполнения локальной пайки элементов смесительной головки нагревом низкочастотным расфокусированным электронным лучом с круговой разверткой в высоком рабочем вакууме, обеспечивает расплавление припоя, переплав неспаянного соединения, удержание расплава, перемешивание и его очистку.

Внедренная, на двух смесительных головках технология доработки выявленных мест не герметичности, по результатам проведенных испытаний в составе изделия подтвердила качество получаемых паяных соединений и их соответствие требованиям ТУ разработчика и ОСТ 92-1190-88, а также позволило сэкономить более 10 млн. руб. за счёт восстановления герметичности наиболее сложных узлов КС ЖРД

Оригинальность предложенной, отработанной и внедренной технологии электронно-лучевой пайки элементов смесительной головки подтверждена получением Патента №2731688 «Способ изготовления смесительной головки камеры сгорания жидкостного ракетного двигателя (ЖРД)».

Литература

1. Патент № 2355526 Российская Федерация. Способ пайки теплообменника сканирующим электронным лучом и устройство для его осуществления / Наговицин Е.М. и др. // заявка № 2007118563/02, заявл. 21.05.2007. Опубл. 20.05.2009. Бюл. №15.

2. Пат. № 2560117 Российская Федерация. Способ изготовления смесительной головки камеры сгорания жидкостного ракетного двигателя (ЖРД) / Коптев А.И. и др. // заявка №2014105571/06, заявл. 14.02.2014. Опубл. 20.08.2015. Бюл. № 23.

3. Патент № 2731688 Российская Федерация. Способ изготовления смесительной головки камеры сгорания жидкостного ракетного двигателя (ЖРД) / Паничев Е.В., Кашапов М.А., Шуваева Л.П., Ларсов С.М. // заявка № 2019124865, заявл. 05.08.2019. Опубл. 07.09.2020. Бюл. №25.

Электронно-лучевая сварка колес зубчатых из теплоустойчивой стали ЭИ-415

А. В. Свиридов¹, А.С. Воробьев^{2,3}, В.Н. Батраков^{2,3}, А.Л. Каменева²

¹ Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ), Москва, Россия

² Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ),

³АО «ОДК-Пермские моторы», Пермь, Россия
Vorobev-AS@pmz.ru, Batnikov-VN@pmz.ru

Аннотация. В работе, рассмотрены особенности процесса электронно-лучевой сварки зубчатых колес. Показаны способы уменьшения влияния нестабильности формы парогазового канала на образование корневых дефектов при сварке кольцевых швов. Проведены научно-технические работы в результате которых была отработана технология ЭЛС зубчатых колес из жаропрочной стали ЭИ 415. Выполнен комплекс металлографических исследований сварных образцов. Испытания по определению механических характеристик сварных соединений показали, что сварные соединения, выполненные ЭЛС, являются равнопрочными основному металлу. Проведенный контроль сварных соединений показал отсутствие недопустимых дефектов сварных швов.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, жаропрочная сталь, параметры режимов сварки, механические свойства.

Abstract. The paper considers a feature of the process of electron beam welding of gear wheels. Methods for reducing the influence of the instability of the steam-gas channel on the formation of root defects during welding of circumferential seams. Scientific and technical work has been carried out as a result of the developed technology of EBW of gear wheels made of heat-resistant steel EI 415.

A complex of metallographic studies of welded samples has been carried out. Tests to determine the mechanical characteristics of welded joints, performed by ELW, equal to the strength of the base metal. Inspection of welded joints showed the absence of unacceptable defects in welded joints.

Keywords: electron beam welding, heat resistant steel, welding parameters, mechanical properties.

Введение

Сварку применяют не только как способ соединения деталей, но и как технологический прием изготовления самих деталей. Сварные детали во многих случаях с успехом заменяют литые и кованные, позволяя уменьшить массу и стоимость конечного изделия за счет оптимизации

геометрии и размера заготовки [1]. Примером служат сварные зубчатые колеса, являющиеся неотъемлемой частью коробки приводов газотурбинных двигателей (ГТД).

В процессе эксплуатации они подвержены высоким силовым и вибрационным нагрузкам [2]. Обеспечение стабильного качества сварного соединения ступицы и зубчатого венца колеса является актуальной задачей при производстве конкурентоспособных ГТД.

Наиболее подходящим методом создания неразъемного соединения деталей ответственных и высоконагруженных узлов является электронно-лучевая сварка (ЭЛС). При ЭЛС формируются минимальные зоны плавления и термического влияния (ЗТВ), что соответственно обеспечивает минимальные деформации изделия. Это позволяет выполнять сварку деталей с окончательно выполненными механической и химико-термической обработками.

Однако физические особенности формирования сварного шва при ЭЛС, импульсный характер процесса внедрения пучка, способны приводить к образованию дефектов в корневой зоне, что значительно может снизить прочностные характеристики соединения в условиях циклических нагрузок. Это обусловлено сложными процессами движения жидкого металла сварочной ванны в результате его вытеснения реактивными силами испаряющегося материала в зонах перегрева стенок канала, а также динамическими процессами, связанными с комбинацией сил поверхностного натяжения, гравитации и естественной конвекцией нагретого до различных температур жидкого металла. Жидкий металл, в различные моменты времени, частично заполняет канал проплавления и в результате быстрой кристаллизации в корне шва остаются несплавления [3]. Нестабильность глубины проплавления полностью устранить не удастся, так как она присуща самому процессу ЭЛС и возрастает по мере увеличения глубины шва.

Одним из способов борьбы с корневыми дефектами является вывод корневой части шва в удаляемую подкладку или применение сварки с обратным формированием корневого валика [4]. В то же время это не решает проблему возникновения корневого дефекта в зоне завершения сварки, при выводе луча из сварного соединения. При сварке венцов зубчатых колес шов выполняется по замкнутому контуру, и высока вероятность образования корневых несплавлений на участке выхода луча.

Другим способом снижения влияния нестабильности формы пароголового канала на образование корневых дефектов является управление геометрией корневой части шва за счет параметров сварки. Для этого применяют круговую развертку, позволяющую уменьшить скорость охлаждения сварочной ванны, и оптимальную частоту

осцилляции луча, при которой центробежные силы, возникающие в результате движения расплава по круговой траектории, противодействуют капиллярным силам [3-16].

Для того чтобы обеспечить бездефектность электронно-лучевой сварки зубчатых колес отечественных ГТД специалистами АО «ОДК - Пермские моторы» совместно со специалистами ФГУП «ВИАМ» был проведен комплекс научно-технических работ по оптимизации технологических параметров ЭЛС.

Материалы и методики исследований

Для отработки режимов и технологических параметров ЭЛС были изготовлены опытные образцы сплошного сечения, которые соответствуют по толщине зубчатому колесу с припуском и подкладом. Материал образцов – среднелегированная сталь ЭИ415Ш. В целях имитации стыка были выполнены кольцевые канавки на диаметре 64 и 84 в соответствии с рисунком 1.

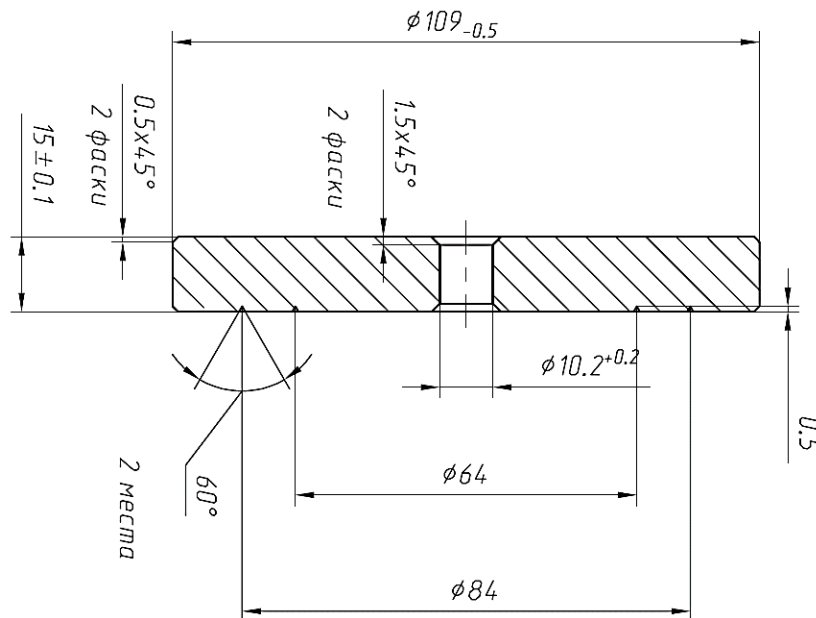


Рисунок 1 – Опытный образец зубчатого колеса для отработки режима ЭЛС

В качестве оборудования для подбора режимов ЭЛС выбраны установки ЭЛУ-9Б с энергоблоком ТЕТА (Россия) и Ebosat EK49C-EG150-30В фирмы Steigerwald Strahltechnik GmbH (Германия).

Отработка технологии была начата на установке ЭЛУ-9Б с энергокомплексом ТЕТА. Это позволило частично автоматизировать цикл сварки колес за счет управления параметрами луча на различных участках шва с применением программного модуля ТЕТА. Однако основной

комплекс опытных работ был проведен на ЭЛУ Евосат за счет уникальных функций оборудования, позволяющих снизить человеческий фактор в процессе сварки.

При отработке режима сварки на образцах-имитаторах каждый круговой шов был поделен на рабочие участки: ввод луча, основной режим, перекрытие шва и вывод луча. Каждый участок подобран экспериментально и задан в управляющей программе в градусах (рис. 2).

Особенностью участка «ввод луча» заключалась в том, что на нем образуется усиление, которое необходимо учитывать при перекрытии шва, увеличивая мощность электронного пучка.

На участке «основной режим» применили плавное снижение тока луча с заданной скоростью. Скорость снижения зависела от геометрии и массы детали и теплоотводящей оснастки.

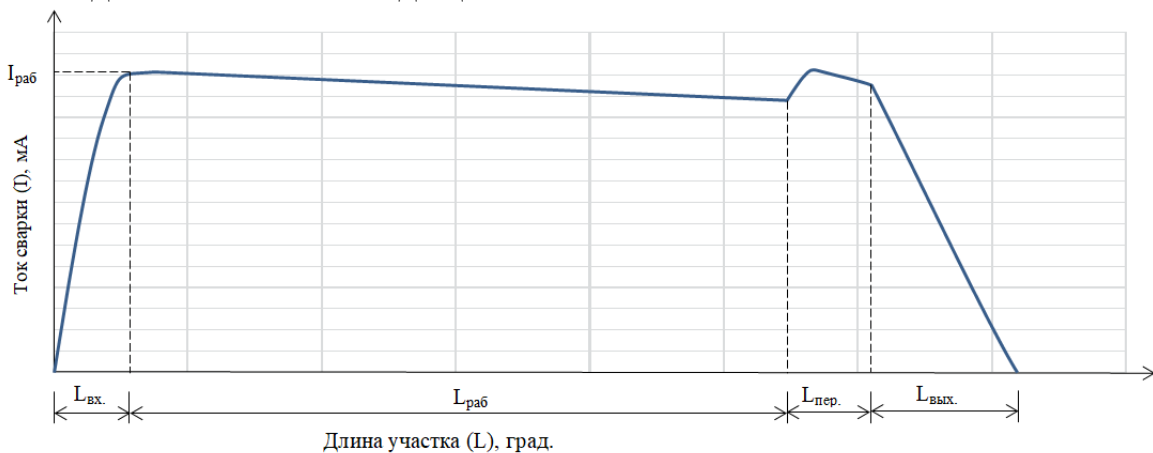


Рисунок 2 – Характер изменения тока пучка при сварке кругового стыка

Участок «вывода луча» подобран с учетом предотвращения образования «кратера» при завершении процесса сварки и уменьшения сварочных напряжений при вторичном расплавлении сварного шва в зоне перекрытия. Также была обнаружена зависимость длины участка «вывода луча» на образование корневых дефектов.

В процессе отработки технологии изменяли следующие параметры режима ЭЛС: сила тока луча, ускоряющее напряжение, ток фокусировки, частоту и траекторию осцилляции луча в соответствии с таблицей 1.

Таблица 1 – Режимы ЭЛС

Установка	Фигура развертки луча	Размер развертки, ед. изм.	Режимы сварки				
			Скорость сварки, м/ч	Частота осцилляции	U _{уск.} , кВ	I _{сварки} , мА	I _{острой фок.} , мА (отклон. от острой)

ЭЛУ 9Б	Круг	3...6 %* ¹	10...30	200...300	60	60...85	±3
Евосам	Круг, крест, продольная и поперечная линии	1...2 мм	10...30	200...1000	90...150	20...50	±20

*¹ – размер в процентах от угла отклонения луча

Давление в камере при сварке было не более $7 \cdot 10^{-4}$ мбар.

Каждый сваренный образец был подвержен металлографическому исследованию. Из сварного шва по размеченным участкам вырезали заготовку (шлиф) размером $15 \times 20 \times 25$ мм абразивным кругом на отрезном станке LEKO MSX-255M. Другой способ исследования корневых дефектов на участке выхода луча заключался в изготовлении цилиндрических шлифов методом проточки по оси сварного шва на токарно-винторезном станке 16К20.

Приготовление макрошлифов выполнено на шлифовально-полировальной установке SS-1000 фирмы LECO с использованием шкурок различной зернистости. Последующее травление проведено горячим способом в нагретом реактиве «Круппа», состав HCl 100 мл, HNO₃ 10 мл, дистиллированная вода 100 мл в течение 1-3 мин.

Просмотр макрошлифов на наличие дефектов и замеры сварных швов в соответствии с ГОСТ Р 57180-2016 и отраслевыми техническими условиями был выполнен с использованием микроскопа STEMI SV8, увеличение $\times 8 \dots 16$.

После подбора основных параметров режима ЭЛС был проведен сравнительный анализ механических свойств сварных швов, выполненных на установках ЭЛУ-9Б и Евосам.

С данной целью изготовлены образцы-имитаторы зубчатых колес (рис. 3) в количестве 4-х штук – по 2 для каждой установки.

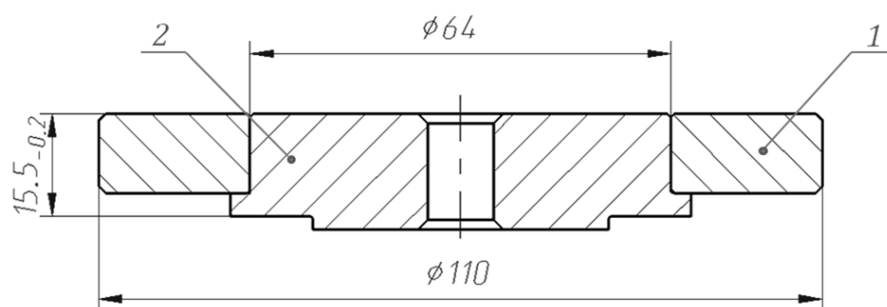


Рисунок 3 – Образец-имитатор зубчатого колеса:

1 – наружная часть; 2 – внутренняя часть

На данных образцах перед сваркой был проведен полный цикл термообработки (ТО) в соответствии с серийными режимами для входящих деталей в соответствии с таблицей 2.

После сварки для контроля наличия внутренних дефектов (пор, несплавлений) был произведен рентгенографический контроль на аппарате «Руслан 225» по ГОСТ 7512-82.

Механические испытания образцов-имитаторов на статическое (кратковременное) растяжение и ударный изгиб был выполнен с применением маятникового копра КМ-30 и разрывной универсальной машины LFM-Z-30 по методике согласно ГОСТ 6996-66.

Образцы для испытаний были вырезаны из участков основного режима сварки и выхода луча (участок спада тока при завершении сварки), как показано на рисунке 4.

Надрез на образце выполнен в верхней части шва: эскиз образца и схема испытаний на ударный изгиб показана на рисунке 5.

Таблица 2 – Режимы термообработки входящих заготовок образцов-имитаторов

Поз. №*	Тип ТО	Вид и режим ТО	Оборудование
1	Предварительная	Нормализация: 950±100С выдержка 1 час, воздух;	Печь камерного типа ПКМ 6.8.4/М
2		Закалка: 950±100°С, выдержка 1 час, масло;	
		Отпуск: 630-700°С, выдержка 1 час, воздух;	Печь камерного типа НКО 4.4.4/7
1,2	Химико-термическая обработка	Нитроцементация: (имитация) 925±100°С, выдержка 7-10 часов, воздух;	Электropечи сопротивления шахтного типа СШЦМ 6.6/9.5
		Высокий отпуск: 650±100°С, выдержка 2 часа, воздух;	Печь камерного типа НКО 4.4.4/7
	Упрочняющая термообработка	Закалка: (соляная ванна) 910-10+200С, выдержка 30 минут, масло;	Соляная ванна СВС 3.6/13

		Обработка холодом: (-60)–(-100)°С, выдержка 2 часа, воздух.	
		Отпуск: 300±100°С, выдержка 3 часа, воздух	Печь камерного типа НКО 4.4.4/7

*– номер позиции в соответствии с рисунком 3

Результаты и обсуждение

На рисунке 6 показаны образцы после травления и результаты влияния технологических разверток на качество сварки в зоне вывода луча на угловом размере 40 градусов. Параметры режима – ток луча, острая фокусировка, частота осцилляции и скорость сварки при этом не изменялись.



Рисунок 4 – Схема вырезки образцов для механических испытаний

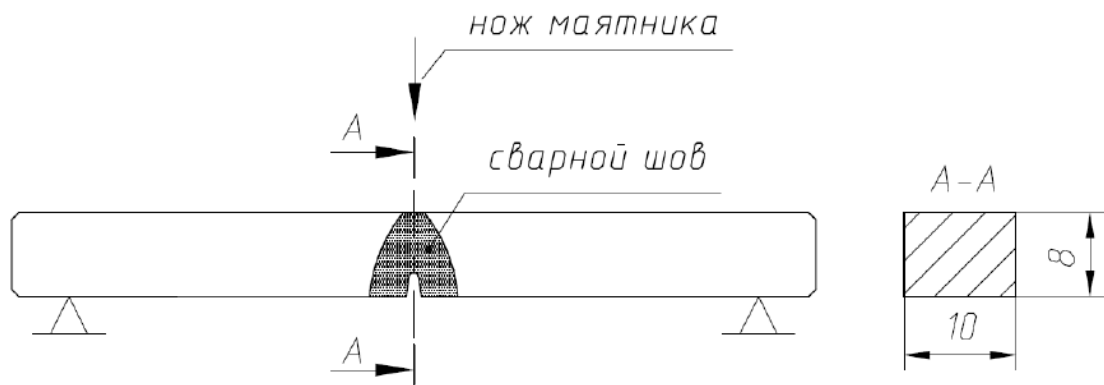


Рисунок 5 – Схема проведения испытаний образцов на ударный изгиб

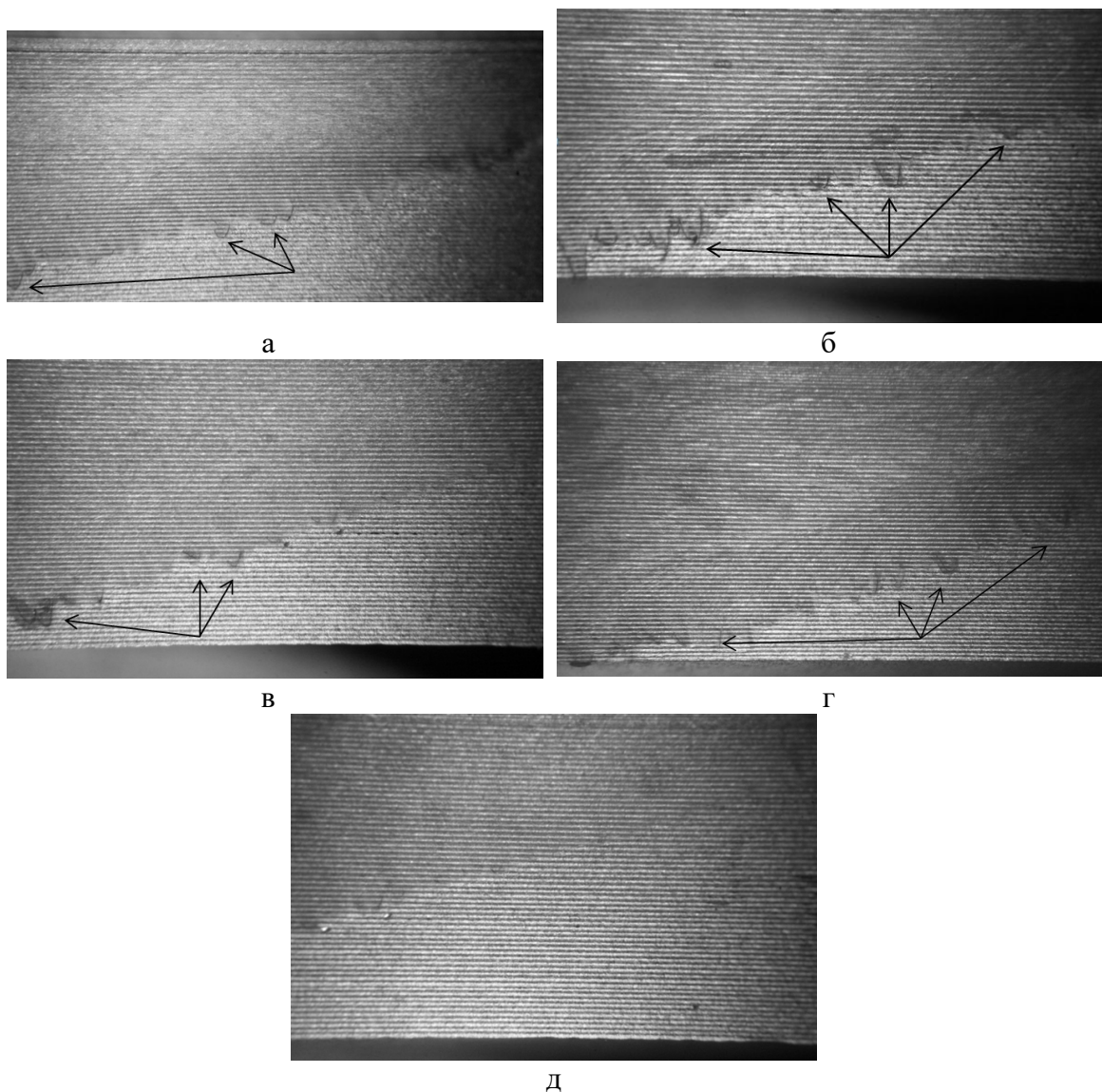


Рисунок 6 – Макрошлифы образцов, сваренных на Евосат с различными развертками (увеличено $\times 4$) (стрелками указаны несплавления):
 а – крест $x=1,4$, $y=1,4$; б – крест $x=1,4$; $y=1,2$; в – поперечная линия $x=1,4$;
 г – продольная линия $x=1,4$; д – круг $x=1,4$; $y=1,4$

Анализ полученных результатов показал, что закругленная корневая часть и минимальная амплитуда пиков достигнута при использовании круговой развертки луча.

Исследование влияния частоты осцилляции развертки в диапазоне 200 – 1000 Гц и амплитуды колебаний 1–2 мм выполняли с целью обеспечения соответствия геометрических параметров сварного шва нормативной документации и стабильного формирования участка вывода

луча. Наиболее благоприятные результаты получены при частоте 200 Гц и амплитуде 1,4 мм [18].

На рисунке 7 показана сварка контрольного образца с круговой разверткой при частоте 200 Гц и амплитуде 1,4 мм.



Вершина шва



Корень шва

Рисунок 7 – Плоский образец после сварки круговой разверткой на установке Eбосам

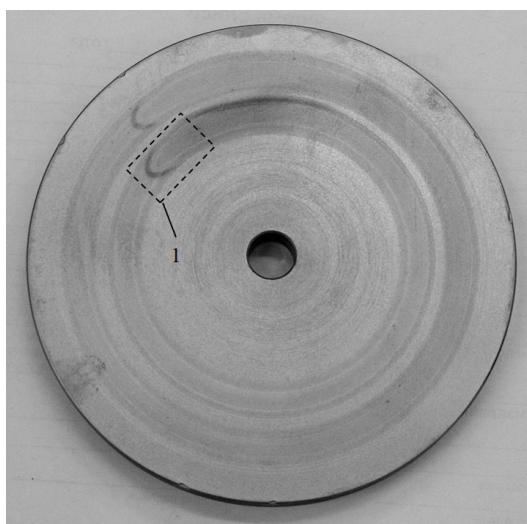
Механическая обработка образца (с лицевой стороны снято 1,5 мм и 3,5 мм со стороны пробоя) и последующее травление выявило наличие дефекта в виде несплавления с лицевой стороны шва, в корне дефектов не обнаружено (рисунок 8).

С целью исключения появления несплавлений и пустот на участке вывода электронного луча были проведены эксперименты по увеличению длины выхода луча с изменением скорости и фокусировки на данном участке в соответствии с таблицей 3.

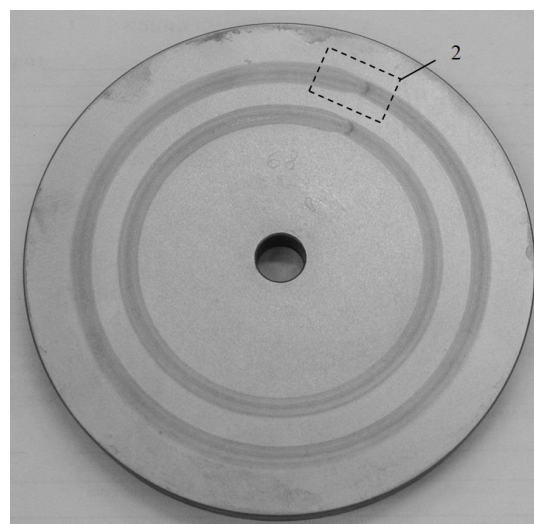
Таблица 3 – Режимы на участке выхода луча

Номер режима	Участок выхода луча, град	Отклонение от острой фокусировки, мА	Скорость сварки, м/ч
1	70	+30	15
2		+30	Постепенное увеличение с 15 до 40 м/ч
3		+50	15
4		0	15

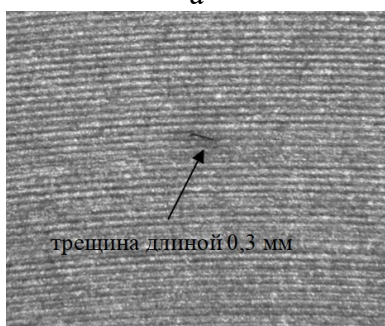
Результат сварки показал отсутствие дефектов по всему периметру шва (рисунок 9).



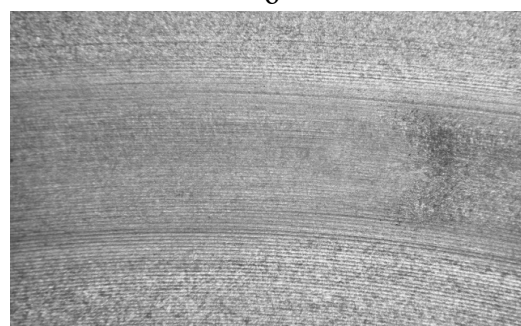
а



б



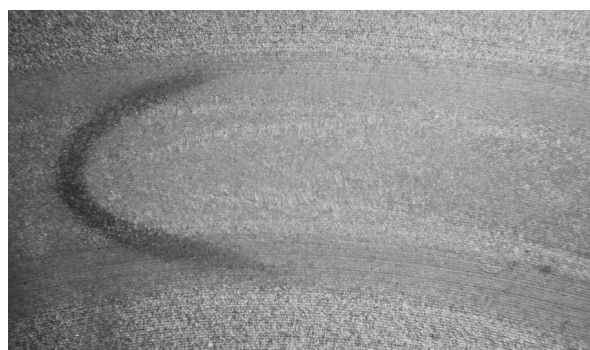
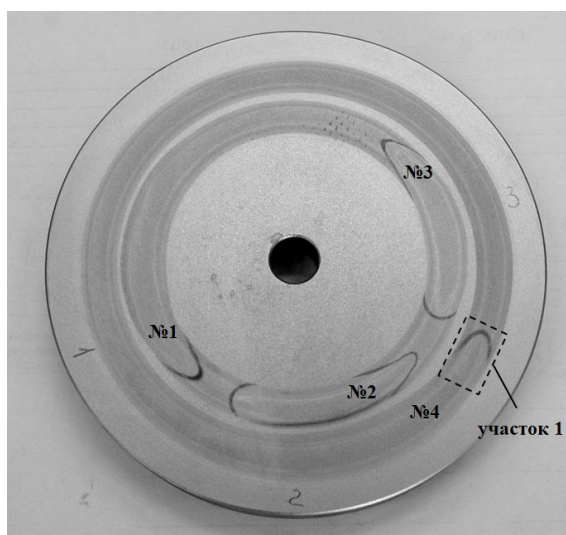
в



г

Рисунок 8 – Травленный сварной образец:
 а) вершина шва, б) корень шва,
 в) участок 1 увелич $\times 9$, г) участок 2 увелич. $\times 6$

В качестве оптимального режима для участка выхода луча был выбран режим № 4 (участок 1 рисунок 9).



участок 1, увеличено $\times 7,3$

Рисунок 9 – Различные варианты вывода электронного луча

На рисунке 10 показаны образцы-имитаторы после сварки для проведения механических испытаний.



Образец № 1 (сварка на ЭЛУ-9Б)



Образец № 2 (сварка на ЭЛУ-9Б)



Образец № 3 (сварка на Евосам)



Образец № 4 (сварка на Евосам)

Рисунок 10 – Внешний вид образцов-имитаторов после сварки

Внешний осмотр образцов показал, что на поверхности сварных швов и околошовной зоны всех образцов несплавлений, подрезов и трещин нет. Все сварные швы выполнены с усилением. Валики швов имеют равномерное формирование. На участках перекрытия имеется увеличение ширины валика, что характерно для кольцевых швов с перекрытием. На участках «вывода луча» имеются занижения в пределах припуска на обработку.

Последующий рентгенографический контроль, а также металлографические исследования поперечных и продольных макрошлифов не выявили недопустимых дефектов на участке замыкания кольцевого шва.

Внешний вид образцов после испытаний показан на рисунке 11.

Результаты механических испытаний образцов приведены в таблице 4.

Для сравнения в таблице 4 приведены значения механических характеристик основного материала согласно требованиям ТУ14-1-2090-77 «Прутки горячекатаные и кованые из стали марки 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш)».

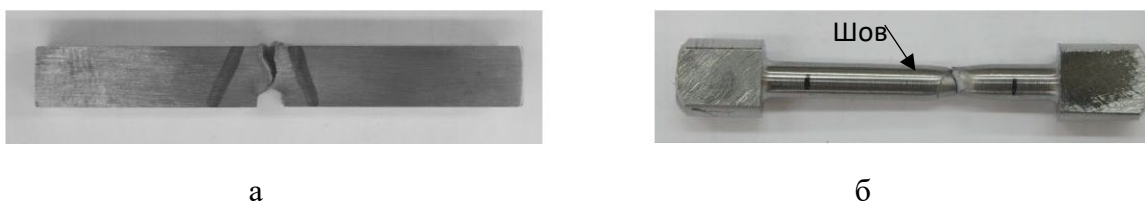


Рисунок 11 – Внешний вид образцов после механических испытаний на ударный изгиб (а) и на разрыв (б)

Таблица 4 – Результаты механических испытаний образцов-имитаторов КЗ

Установка	№ образца-проверяемая зона	Механические свойства				Ударная вязкость КСУ, МПа
		Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа	Предел текучести и $\sigma_{0.2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	
ЭЛУ-9Б	1-1	1237.6	1121.9	8.0	41.3	96.1
	1-2	1278.8	1162.1	9.6	54.8	68.6
	2-1	1263.1	1159.1	10.0	55.3	90.2
	2-2	1253.3	1139.5	9.2	52.2	85.3
	Ср. знач.	1258,2	1145,4	9,45	50,9	85,3
Ебосам	3-1	1282.7	1160.1	9.2	51.4	76.5
	3-2	1263.1	1156.2	9.2	44.3	73.5
	4-1	1233.7	1102.3	9.6	45.4	73.5
	4-2	1233.7	1115.0	8.4	49.6	87.3
	Ср. знач.	1253,3	1133,6	9,1	47,7	77,5
ТУ14-1-2090-77 (вариант 2)*		≥ 1078.7	≥ 882.6	≥ 10	≥ 55	≥ 68.6

Примечание: * – механические свойства основного материала приведены для прутка

Как видно из таблицы 4, механические свойства – предел прочности, предел текучести и ударная вязкость для всех образцов соответствуют требованиям к основному материалу и находятся примерно на одном уровне. Значения относительного удлинения и сужения несколько ниже требований к основному материалу.

Согласно нормативной документации значение прочности сварного соединения для швов первой категории должно составлять не менее 0.9 от

прочности основного материала. При этом другие механические свойства (в т.ч. ударная вязкость, относительное удлинение и сужение) не регламентируются.

На рисунке 12 показаны поперечные шлифы сварных швов образцов-свидетелей колес зубчатых, контрольных от партий.

По геометрии швы однотипные: кинжальная форма проплавления с расширенной верхней частью и сужающейся в средней и нижней части шва.

Параметры сварного шва соответствуют требованиям нормативной документации (рис. 13). Результаты замеров приведены в таблице 5.

Таблица 5 – Результаты замеров геометрических параметров сварных соединений образцов

Зона перекрытия шва, мм		Зона рабочего режима сварки, мм	
e	d	E	d
3,0	1,6	2,8	1,8
e = 2,0–4,5; d = 1,0–2,5*			

*–Требуемые геометрические параметры при S > 10–15 мм

Как видно из таблицы 5, геометрические параметры сварных соединений (ширина швов в подгрибковой зоне и в корне шва) соответствуют требованиям для данной свариваемой толщины.

Заключение

В результате научно-технических работ специалистами АО «ОДК – Пермские моторы» совместно со специалистами ФГУП «ВИАМ» разработана и внедрена в серийное производство технология электронно-лучевой сварки колес зубчатых ГТД наземного и авиационного назначения.

Отработаны режимы окончания сварки без образования корневых дефектов и кристаллизационных трещин.

Определены оптимальные параметры получения бездефектного соединения: фигура развертки луча – «круговая», амплитуда развертки – 1,2...1,4 мм и частота осцилляции луча – 200 Гц.

По результатам механических испытаний образцов-имитаторов, сваренных на установке ЭЛУ–9Б и Евосат, механические характеристики – предел прочности, предел текучести и ударная вязкость всех сварных соединений соответствуют требованиям к основному материалу. При этом значения механических характеристик образцов, сваренных на установках Евосат и ЭЛУ-9Б, находятся на одном уровне.

Это говорит о значимости полученных параметров и воспроизводимости результатов при сварке деталей на различных установках и системах ЭЛС.

Следующим этапом планируется модернизация установки ЭЛУ-9Б с заменой манипулятора изделия и вакуумной системы, для обеспечения возможности управления всеми параметрами процесса сварки при помощи системы TETA с полной автоматизацией цикла и исключения субъективного фактора при работе на ЭЛУ-9Б.

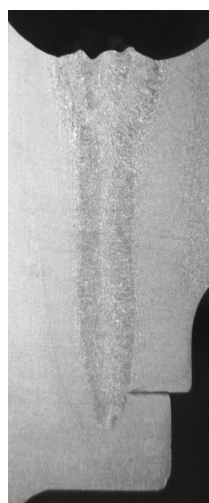
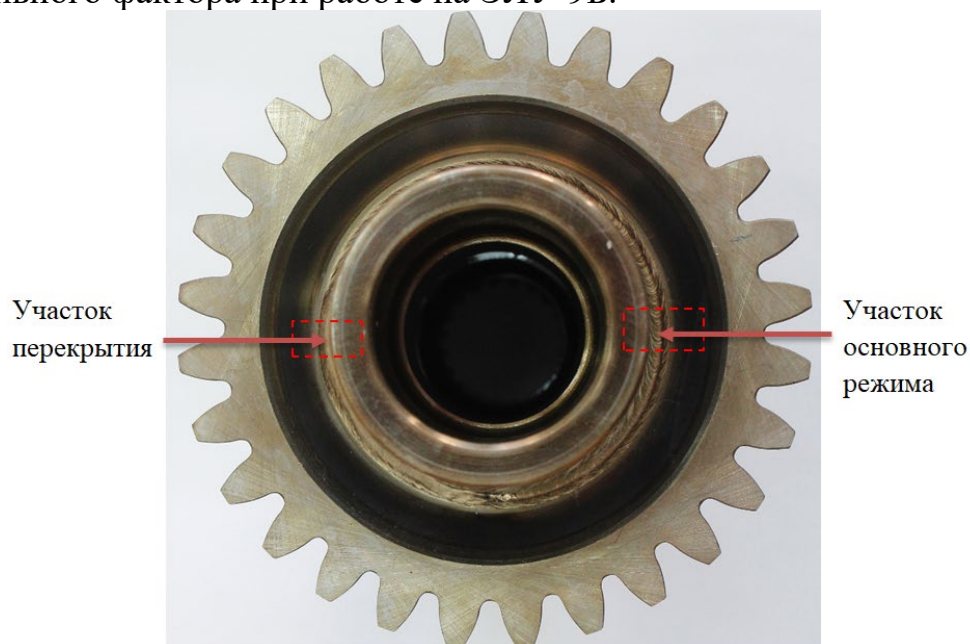


Рисунок 12 – Шлифы образца-свидетеля зубчатого колеса:
а) участок перекрытия; б) участок основного режима сварки

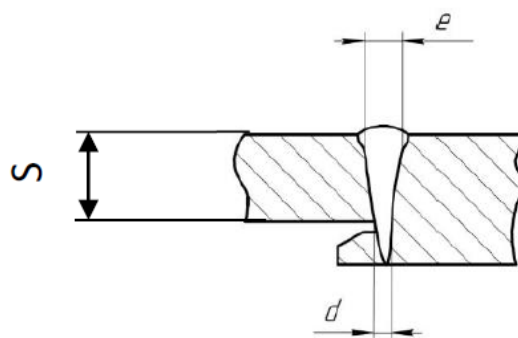


Рисунок 13 – Конструктивные элементы шва сварного соединения

На текущее время сварные зубчатые колеса успешно эксплуатируются в составе серийных двигателей, выпускаемых в АО «ОДК-Пермские моторы».

Литература

1. Иванов М.Н. Детали машин: Учеб. Для машиностр. спец. вузов. – 4-е изд. перераб. – М.: Высшая школа, 1984. – 336 с., ил. С.56.
2. Е.В. Шеховцева Инновационный технологический процесс изготовления блока зубчатых колес газотурбинного двигателя // Электронный журнал «Труды МАИ». Выпуск № 45 С. URL: <http://trudymai.ru/> (дата обращения: 03.10.2021). С.1.
3. Младенов, Г.М. Электронно-лучевая сварка: монография / Г.М. Младенов, Д.Н. Трушников, В.Я. Беленький, Е.Г. Колева. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2014. – 374 с.
4. Терентьев Е.В. Повышение качества формирования сварных соединений при электронно-лучевой сварке неповоротных стыков со сквозным проплавлением: дис. канд. техн. наук. – Москва, 2014. – С.11-18.
5. Основы электронно-лучевой сварки /Рыкалин Н.Н., Зуев И.В., Углов А.А. //М.: Машиностроение, 1978. –240 с.
6. Control of spiking in partial penetration electron beam welds /Armstrong R.E. //Weld. J. 1970. Т. 49. № 8. P.382–388.
7. Специфика образования шва при электронно-лучевой сварке /Патон Б.Е., Лесков Г.И., Живага Л.И. //Автоматическая сварка. 1976. № 3. С. 3–5.
8. Механизм образования корневых дефектов и замыкание швов при электронно-лучевой сварке / Кайдалов А.А. //Автореф. дис. канд. техн. наук. Киев, 1976. – 22 с.
9. Электронно-лучевая технология /Шиллер З., Гайзиг У., Панцер З. //М.: Энергия, 1980. – 528 с.
10. Предотвращение образования корневых дефектов при электронно-лучевой сварке / Акопьянц К.С. //Автоматическая сварка. 1984. № 6. С. 59–61.
11. Влияние частоты и диаметра круговой развертки электронного луча на проплавление при ЭЛС / Шилов Г.А., Акопьянц К.С. //Автоматическая сварка. 1983. № 8. С. 25–28.
12. Wady spoin wykonywanych wiazka electronow /Arata Y., Friedel K., Halas K. //Przeglad spawaln. 1984. № 5-6. P. 15–20.
13. Критический радиус закругления в донной части канала проплавления и образования корневых дефектов при ЭЛС / Сукач К.А., Бондарев А.А. Третьяк Н.Г. // Автоматическая сварка. 1987. № 1. С. 60–63.
14. О времени существования узкого канала в жидкой фазе /Зуев И.В., Раров Н.Н., Рыкалин Н.Н., Углов А.А. // Журнал прикладной механики и теоретической физики. 1974. № 1. С. 121–129.
15. Гидродинамические аспекты устойчивости парогазового канала при лучевых видах сварки / Туричин Г.А. //Физика и химия обработки материалов. 1996. № 4. С.74–81.

16. Теоретические основы и моделирование процесса лучевой сварки металлов с глубоким проплавлением /Туричин Г.А. //Дис. докт. техн. наук. Санкт-Петербург, 2000. – 299 с.
17. <http://metallresurs74.ru/20x3mvf-ei415> (дата обращения 04.10.2021).
18. Е.Н. Каблов, В.В. Антипов, А.В. Свиридов, М.С. Грибков. Особенности электронно-лучевой сварки жаропрочных сплавов ЭИ698-вд и ЭП718-ид со сталью 45 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2020. № 9. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.09.2021) DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-9-3-14

Электронно-лучевое легирование низкоуглеродистой стали карбидом бора и алюминием¹

Мишигдоржийн У.Л.¹, Улаханов Н.С.^{2,1}, Семенов А.П.¹, Милонов А.С.¹,
Дашеев Д.Э.¹, Гуляшинов П.А.^{1,3}

¹ Институт физического материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, г. Улан-Удэ, Россия

² Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления,
г. Улан-Удэ, Россия

³ Байкальский институт природопользования Сибирского отделения
Российской академии наук, г. Улан-Удэ, Россия

Аннотация. Показано влияние электронно-лучевого легирования (ЭЛЛ) карбидом бора и алюминием на микроструктуру, состав и микротвердость поверхностного слоя низкоуглеродистой стали Ст3. ЭЛЛ привело к формированию покрытия толщиной до 0,3 мм с преимущественным дендритным строением. Максимальная микротвердость в слое составила 670 НВ, что значительно превышает твердость основного металла. Рентгенофазовый анализ выявил наличие бориды и карбида железа на поверхности стали Ст3.

Ключевые слова: электронно-лучевое легирование, бориды, карбиды, низкоуглеродистая сталь, микроструктура, микротвердость.

Abstract. The effect of electron-beam alloying (EBA) with boron carbide and aluminum on the microstructure, composition and microhardness of the surface layer of low-carbon steel St3 is shown. EBA led to the formation of a coating with a thickness of up to 0.3 mm with a predominant dendritic structure. The maximum microhardness in the layer was 670 HV, which significantly exceeds the hardness of the base metal. XRD analysis revealed the presence of iron boride and carbide on the surface of St3 steel.

Keywords: electron beam alloying, borides, carbides, low-carbon steel, microstructure, microhardness.

Введение

Борирование и бороалитирование являются эффективными способами повышения поверхностных свойств деталей машин и инструментов. Однако, данные способы находят ограниченное применение в промышленном производстве. Одним из сдерживающих факторов является повышенная хрупкость борированных и бороалитированных слоев. Так, традиционные способы борирования и

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных при поддержке гранта Российского научного фонда (проект 19-79-10163)

бороалитирования с печным нагревом приводят к формированию слоев с игольчатой и слоистой структурой соответственно. При этом на поверхности данных слоев как правило формируются наиболее твердые и хрупкие фазы, такие как FeВ и Fe₂Al₅ [1-3].

Обработка металлов и сплавов концентрированными потоками энергии приводит к модификации их поверхностных свойств [4-8]. Повышенный интерес к получению слоев и покрытий методом электронно-лучевой обработки (ЭЛО) обусловлен получением структур с высокими эксплуатационными поверхностными свойствами (износостойкостью, окалиностойкостью, твердостью, коррозионной стойкостью) [9–14].

Основными технологическими параметрами, от которых зависят свойства и назначение металлического изделия, являются химический состав и термомеханическая обработка (промежуточная и окончательная). Так, химический состав стали определяет ее механические и теплофизические свойства, а также область применения. Одним из наиболее широко применяемых конструкционных материалов является низкоуглеродистая сталь Ст3 [15].

В работе представлены результаты легирования стали Ст3 карбидом бора и алюминием под воздействием электронного пучка в вакууме. Комбинация алюминий и борсодержащих фаз в слое способна обеспечить получение трудно сочетаемых свойств, таких как пластичность и твердость.

Методика эксперимента

ЭЛО осуществляли в электровакуумной энергоустановке, включающей вакуумную камеру, аксиальную электронную пушку ЭПА-60-04.2 с блоком управления БУЭЛ, высоковольтный выпрямитель и систему вакуумного обеспечения.

На образцы из стали Ст3 наносили насыщающую обмазку из карбида бора и алюминия в соотношении 0,8 В₄С+0,2 Al. Нагрев осуществляли стационарным пучком электронов в течение 20–300 сек при удельной мощности $W = 6,1 \cdot 10^2$ Вт/мм² (диаметр сканирующего электронного луча $d = 1$ мм). Остаточное давление в вакуумной камере не превышало $2 \cdot 10^{-3}$ Па. Режимы обработки: ускоряющее напряжение 24 кВ и ток электронного пучка 20 мА.

Микроструктуру образцов исследовали на анализаторе изображения на базе металлографического микроскопа МЕТАМ РВ-22. Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке 0.5 Н [16-17]. Рентгенофазовый анализ (РФА) осуществляли на дифрактометре Phaser 2D Bruker (Cu K α_1 – излучение) [18].

Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) покрытий проводился с помощью растрового электронного микроскопа JSM-6510LV JEOL (Япония) с системой микроанализа INCA Energy 350, Oxford Instruments (Великобритания) в Центре коллективного пользования «Прогресс» ФГБОУ ВО «Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления».

В таблице 1 представлены весовые значения образца без обмазки, а также с обмазкой до и после ЭЛО. Помимо этого, таблица содержит параметры электронного пучка и время обработки. Очевидно, что масса образца после ЭЛО возросла, что свидетельствует о легировании стали Ст3 насыщающими компонентами обмазки [19-20].

Таблица 1

Марка стали	Масса образца, m (г.)	Масса до обработки с нанесенной обмазкой, m (г.)	Масса после обработки, m (г.)	Время обработки, t (с.)	Ток накала (I _n), мА	Ускоряющее напряжение, U _y (кВ)	Ток электронного пучка I _p (мА)
Ст3	14,4831	14,6111	14,5060	55	32	20	20

Результаты эксперимента

Рентгенофазовый анализ показал, что на поверхности слоя присутствуют такие соединения, как Fe₃C, Fe₂B и SiC (рис. 1). Образование последнего объясняется его наличием в самой стали до 0,3% и использованием связующего на основе кремния.

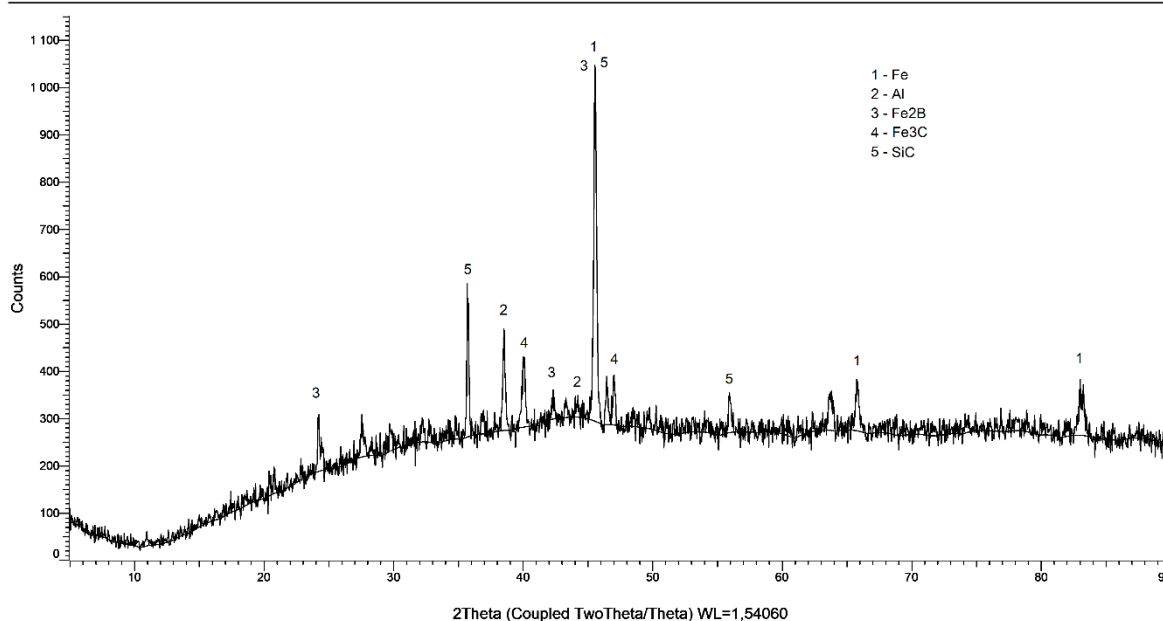


Рисунок 1 – Рентгенограмма стали Ст3 после ЭЛО

Рентгеноспектральный микроанализ показал, что на поверхности покрытия содержится до 12,23% бора и до 24,26% углерода (рис. 2а, табл. 2). В глубине слоя бор не наблюдается, углерод же присутствует по всему профилю покрытия. Высокое содержание последнего, вероятно, связано с образованием карбида железа. На глубине до 150 мкм концентрация бора достаточна для формирования боридов, ниже данной отметки бор находится в виде твердого раствора в железе. Особенности РСМА с дисперсией по энергии не позволяют выявить низкие концентрации легких элементов, включая бор, что отразилось при съемке спектров 2–5. В этих же спектрах обнаружено до 1% алюминия, что соответствует твердому раствору в α -железе.

Более детальный анализ покрытия на участке 2 показал, что в приповерхностной зоне максимальное содержание бора достигает 8,56%, углерода – 6,2% и алюминия – 1,18% (рис. 2б, табл. 3).

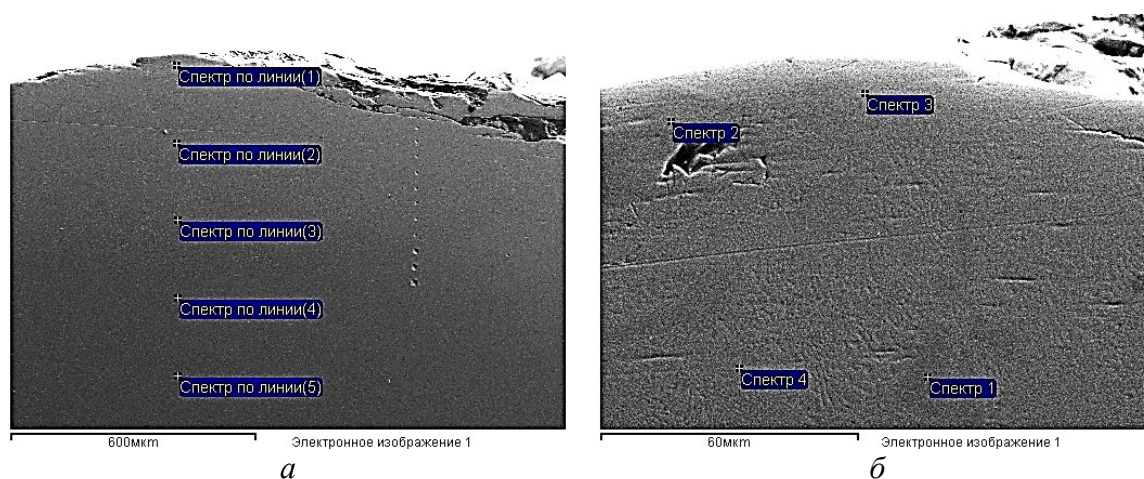


Рисунок 2 – Изображения участков анализа во вторичных электронах на стали Ст3 после ЭЛЛ: а – участок 1 ($\times 95$), б – участок 2 ($\times 1000$)

Таблица 2 – Элементный состав стали Ст3 на участке 1, % вес.

Спектр по линии	B	C	Al	Si	Fe	Итог
1	12,23	17,18	0,19	0,15	70,26	100
2	-	17,93	1,00	0,58	80,49	100
3	-	22,03	0,63	0,47	76,88	100
4	-	23,38	0,03	0,43	76,16	100
5	-	24,46	0,01	0,41	75,12	100
Макс.	12,23	24,46	1,00	0,58	80,49	
Мин.	12,23	17,18	0,01	0,15	70,26	

Таблица 3 – Элементный состав стали Ст3 на участке 2, % вес.

Спектр	B	C	Al	Si	Fe	Итого
1	8,56	2,72	0,04	-	88,68	100
2	-	2,18	0,06	0,05	97,70	100
3	-	5,69	1,18	0,39	92,74	100
4	-	6,20	1,03	0,48	92,30	100
Макс.	8,56	6,20	1,18	0,48	97,70	
Мин.	8,56	2,18	0,04	0,05	88,68	

Микроструктура и микротвердость полученных слоев представлены на рисунке 3. Металлографический анализ показал, что в результате обработки сформированы однородные покрытия с малой шероховатостью и без видимых признаков зональности (слоистости) толщиной до ~ 0,3 мм. Сверхбыстрый нагрев и последующее охлаждение привело к формированию дендритов по всей толщине покрытия, ориентированных под различными углами к поверхности (рис. 3 а).

Микротвердость полученного покрытия достигает 670 НВ без значительных колебаний значений по глубине (рис. 3 б). Относительно высокая твердость слоя по сравнению с основой связана с образованием борида и карбида железа.

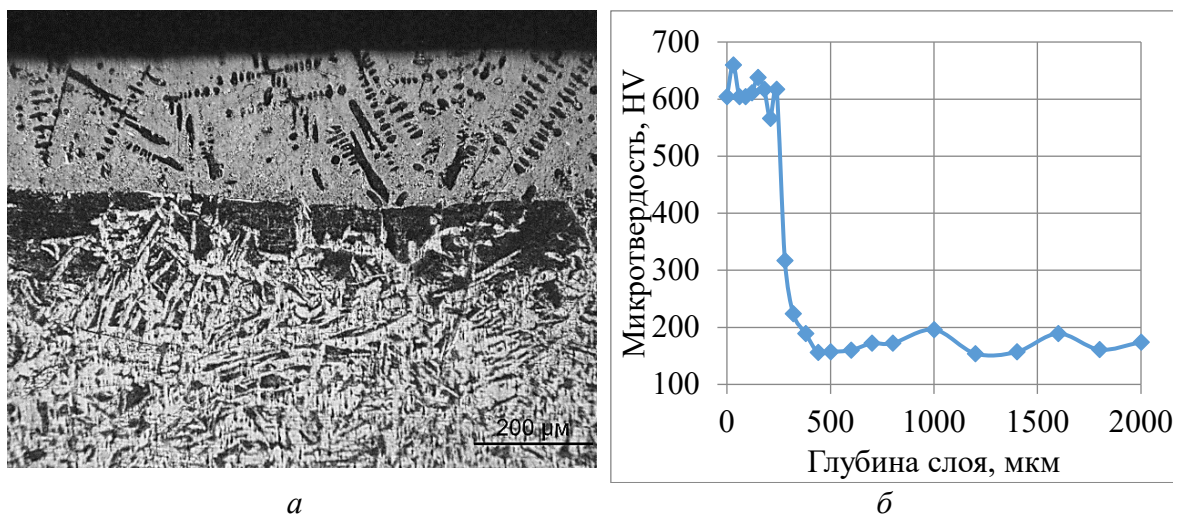


Рисунок 3 – Микроструктура (а) и микротвердость (б) стали Ст3 после ЭЛЛ

Заклучение

ЭЛЛ карбидом бора и алюминием привело к формированию покрытий толщиной до 0,3 мм с преимущественным дендритным строением. Полученные данные позволяют рекомендовать ЭЛЛ карбидом бора и алюминием низкоуглеродистых сталей в вакууме для нужд различных отраслей промышленности, где требуются сочетание высокой

твердости и пластичности рабочих поверхностей деталей машин и инструментов.

Литература

1. Мишигдоржийн У.Л. Формирование покрытий на основе бора и алюминия на поверхности углеродистых сталей электронно-лучевым легированием / Мишигдоржийн У.Л., Сизов И.Г., Полянский И.П. // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20. № 2. – С. 87–99. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-87-99.
2. Karen M. Effect of Surface Treatments on Electron Beam Freeform Fabricated Aluminum Structures / Karen M. B. Taminger, Robert A. Hafley, David T. Fahringer, and Richard E. Martin // *Proceedings of Solid Freeform Fabrication Symposium [15th] Held in Austin – Texas on August 2-4, 2004*.
3. Кривеженко Д.С. Структура и свойства поверхностных слоев, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси, содержащей карбид бора. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. – Новосибирск, 2016. – 20 с.
4. Węglowski M.St. Electron beam welding / Węglowski M.St., Włacha S., Phillips A. // *Techniques and trends – Review. Vacuum*. 2016. Vol. 130. Pp. 72–92. DOI: 10.1016/j.vacuum.2016.05.004.
5. Zenker R. 2013 Electron Beam Surface Technologies in Encyclopedia of Tribology / Zenker R., Wang QJ, Chung YW // Eds. Springer – Boston, MA. – 2013.
6. Бушуева Е.Г. Повышение износостойкости хромоникелевой стали при гидроабразивном воздействии методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки бора / Бушуева Е.Г., Гринберг Б.Е., Батаев В.А., Дробяз Е.А. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2018. – Т. 760. № 10. – С. 26–30.
7. Крукович М.Г. Пластичность борированных слоев / Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 384 с.
8. Kulka M. Current Trends in Boriding. Engineering Materials / Kulka M. – Springer: Cham, Switzerland, 2019. – 282 p.
9. Smirnyagina N.N. Electron beam modification and boronation of iron-carbon alloys / Smirnyagina N.N., Semenov A.P., Sizov I.G., Korobkov N.V., Tselovalnikov B.I. // *Physics and chemistry of materials treatment*. – 2000. Vol. 3. – P. 45-49.
10. Smirnyagina N.N. Thermodynamic analysis of the synthesis of vanadium borides on the surface of carbon steels in vacuum / Smirnyagina N.N., Sizov I.G., Semenov A.P., Vandanov A.G. // *Physics and chemistry of materials treatment*. – 2000. Vol. 2. – P. 63-67.
11. Sizov I.G. The structure and properties of boride layers obtained as a result of electron-beam chemical-thermal treatment / Sizov I.G., Smirnyagina N.N., Semenov A.P // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2001. Vol. 11. – P. 45-46.
12. Смирнягина Н.Н. Фазовые равновесия в системах Me–B–C–O (Me = Ti, Zr и V) / Смирнягина Н.Н., Цыренжапов Б.Б., Милонов А.С. // *Журн. физич. химии*. – 2006. – Т. 80. № 11. – С. 2081-2086.
13. Лапина А.Е. Тепловые процессы и моделирование образования боридов переходных металлов при электронно-лучевой обработке низкоуглеродистой стали и титанового сплава ВТ-1 / Лапина А.Е., Смирнягина Н.Н., Дашеев Д.Э. // В сборнике: *Экологобезопасные и ресурсосберегающие технологии и материалы. Материалы III Всероссийской молодежной научной конференции с международным участием*. Отв. редакторы Е.Г. Хайкина, И.Ю. Котова. – 2017. – С. 35-37.
14. Milonov A.S. Formation features of the transition metals borides nanostructure layers formed by an electron-beam surfacing of SHS products in vacuum and their strength properties / Milonov A.S., Dasheev D.E., Smirnyagina N.N., Dorzhiev A.D., Khaltarov Z.M. // *Известия ВУЗов. Физика*. – 2014. – Т. 57. Вып. 3/3. – С. 17-20.
15. <https://punktprima.ru/articles/tehnicheskie-harakteristiki-konstruktsionnoy-stali-st3.html> (дата обращения 20.09.2021).
16. Dorzhiev A.D. Nanostructured layers of transitive metals borides on fast-cutting steels R18 and R6M5, generated at electron beam treatment in vacuum / Dorzhiev A.D., Smirnyagina N.N., Milonov A.S., Semenov A.P. // *Изв. вузов. Физика*. – 2012. – Т. 55. № 12/2. – С. 55-57.
17. Smirnyagina N.N. Structure, phase composition, heat resistance, plasticity and thermal stability nanostructural borides transitive metals on carbon steel S45 after electron beam processing in vacuum / Smirnyagina N.N., Radnaev B.V., Radnaev B.V., Milonov A.S., Dasheev D.E. // *Изв. вузов. Физика*. – 2012. – Т. 55. – № 12/3. – С. 155-159.

18. Мейснер Л.Л., Анализ методами рентгеновской дифрактометрии градиента внутренних напряжений в никелиде титана после электронно-пучковой обработки поверхности / Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Остапенко М.Г., Гудимова Е.Ю. // Физическая мезомеханика. – 2012. – Т. 15. № 3. – С. 79-89.

19. Мишигдоржийн У.Л. Модификация поверхностных свойств легированных сталей карбидом бора и алюминием методом электронно-лучевой обработки / Мишигдоржийн У.Л., Улаханов Н.С., Милонов А.С., Семенов А.П. // В сборнике: Электронно-лучевая сварка и смежные технологии. Материалы Третьей международной конференции. Под редакцией В. К. Драгунова – 2020 – С. 280-287.

20. Иванов Ю.Ф. Разработка комплексной методики борирования нержавеющей стали концентрированными потоками энергии / Иванов Ю.Ф. Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Иванова О.В., Романов Д.А. // В сборнике: Взаимодействие излучений с твердым телом. Материалы 13-й Международной конференции. Редколлегия: В.В. Углов [и др.]. – 2019 – С. 251-254.

УДК 621.791.722

Влияние режимов термического старения на механические свойства сварного соединения стали 03Н18К9М5Т¹

Ю.В. Санталова, Е.В. Терентьев, А.Ю. Марченков,
А.В. Гуденко, К.Т. Бородавкина, Х.М. Козырев

ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», Москва, 111250, Россия

Аннотация. В статье представлены результаты исследования влияния режимов термического старения, а именно температуры старения и времени выдержки, на механические свойства сварного соединения из мартенситно-старееющей стали 03Н18К9М5Т. Построены кривые старения, то есть зависимости твердости исследуемого металла от времени выдержки при определенных температурах. На основании полученных результатов предложен оптимальный режим термического старения для всех участков сварного соединения, после чего сварные соединения были подвергнуты термической обработке старением на оптимальных режимах. Построены распределения твердости по сечению сварного соединения образцов из мартенситно-старееющей стали. Были проведены металлографические исследования на микрошлифах сварного соединения.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, металл шва, термическая обработка, термическое старение, твердость, сталь 03Н18К9М5Т.

Abstract. The article present results of a research of influence of the modes of thermal aging, namely temperature of aging and hold time, on mechanical properties of a weld joint from maraging steel 03Н18К9М5Т. Aging curves were constructed, that is, the hardness of the metal under study versus the holding time at certain temperatures. Based on the results obtained, an optimal thermal aging regime was proposed for all areas of the welded joint, after which the welded joints were heat treated by aging at optimal conditions. Hardness distributions were built over the section of the welded joint of martensitic-aging steel samples. Metallographic researches were carried out on the weld microspheres.

Keywords: electron-beam welding, weld material, heat treatment, thermal aging, hardness, steel 03Н18К9М5Т.

Введение

Мартенситно-старееющие стали относятся к классу высокопрочных, дисперсионно-твердеющих сплавов, для которых характерно снижение прочности металла шва после сварки, т.к. в шве и зоне термического влияния (далее ЗТВ) происходит растворение упрочняющих фаз под действием сварочного термического цикла [1, 2]. При электронно-лучевой сварке (далее ЭЛС) в металле шва происходит закалка, что приводит к

¹ Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 20-79-00236).

значительному снижению твердости, а в ЗТВ в зависимости от температуры нагрева наблюдается зона закалки и зона перестаривания. Повышение твердости в зоне сварного шва и в ЗТВ для дисперсионно-твердеющих сплавов возможно путем проведения последующей термической обработки [3, 4].

Металл шва фактически является металлом, закаленным из жидкости; он отличается от металла, закаленного из твердого раствора тем, что в процессе неравновесной кристаллизации возможно перераспределение легирующих компонентов, в результате чего центральные части кристаллов могут быть обеднены элементами, образующими упрочняющие фазы [5]. В ЗТВ в некоторых сплавах наблюдается провал по твердости даже после старения, т.к. происходит перестаривание металла [6].

В литературе недостаточно сведений о динамике изменения твердости при термическом старении для металла шва и зоны термического влияния сварных соединений мартенситно-стареющих сталей. Вследствие вышеизложенного целью данной работы является исследование влияния режимов старения на изменение твердости металла шва и определение оптимальных режимов термической обработки сварных соединений стали 03Н18К9М5Т (ЭП637).

В таблице 1 приведен химический состав для сортового и фасонного проката вышеуказанной стали – ТУ 14-1-1898-76.

Таблица 1 – Химический состав стали 03Н18К9М5Т

Легирующий элемент, %										
С	S	P	Mn	Si	Ni	Fe	Al	Ti	Mo	Co
≤0.03	≤0.01	≤0.01	≤0.1	≤0.1	17.7	осн.	≤0.15	0.5	4.6	8.5
					-			-	-	-
					19			0.8	5.5	9.5

Методика

Для экспериментов были использованы образцы сварных соединений, полученных с помощью ЭЛС пластин толщиной 10 мм из стали 03Н18К9М5Т. Сварку проводили «в стык» на установке «ЭЛА 40И»; режимы сварки приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Режимы ЭЛС

Скорость сварки $V_{CB}, м/ч$	Ускоряющее напряжение, $U, кВ$	Ток луча, $I_{\lambda}, МА$
20	60	40
80		95

Из каждого сварного соединения в поперечном направлении было вырезано по 6 образцов для испытаний растяжением. Из сварного соединения, полученного на режиме 2, было вырезано 6 образцов для построения кривых старения, 3 из которых были подвержены термическому старению сразу после сварки, а 3 остальных – после закалки.

Термическая обработка образцов была проведена в муфельной печи «Nabertherm P330». Закалку осуществляли в воде после выдержки в течение 1 ч при 820°C. Старение проводили при температурах 450°C, 500°C, 550°C с временем выдержки от 5 минут до 12 часов, причем после каждого этапа старения образцы охлаждали на спокойном воздухе.

Для определения твердости после каждого этапа термической обработки была проведена механическая шлифовка образцов; для выявления границ сварного шва осуществлялось химическое травление 4%-ным раствором азотной кислоты в спирте. Измерение твердости на сварном соединении проводилось на твердомере «Wolpert Wilson Instruments 432VD» по методу Виккерса при нагрузке 5 кгс и выдержке под нагрузкой 5 секунд. На каждом образце после каждого этапа было сделано по 10 измерений, распределенных следующим образом: 5 измерений в вершине сварного шва и 5 измерений в средней и нижней частях сварного шва. Для сопоставления динамики изменения твердости при старении металла шва и основного металла, на образцах, подвергнутых закалке перед старением, также была измерена твердость основного металла.

По кривым старения был оценен оптимальный режим старения как для образцов после сварки, так и после закалки. После этого по 2 образца на растяжение из каждого сварного соединения подвергались старению, еще по 2 – закалке с последующим старением. Оставшиеся 2 образца на растяжение из каждого сварного соединения оставляли без термической обработки. Для построения распределения твердости измерения проводились с нагрузкой 1 кгс и выдержке под нагрузкой 5 секунд.

Испытания на растяжение основного металла и сварных соединений проводились на универсальной испытательной машине «Instron 5982» со скоростью деформирования 2 мм/мин на образцах, полученных при использовании двух режимов термической обработки, указанных выше.

Исследование микро- и макроструктуры металла швов проводилось на микроскопе «Zeiss Observer Z1m». Подготовка микрошлифов для исследования структуры была выполнена по общепринятой методике. Отрезанные образцы были запрессованы в фенольный компаунд на станке для горячей запрессовки «SimpliMet 1000»; далее была проведена шлифовка образца и его последующая полировка с использованием

полировальных суспензий и алмазной пасты на станке «EcoMet 250». Химическое травление образцов для выявления структуры металла осуществлялось 4%-ным раствором азотной кислоты в спирте.

Результаты исследования

На рисунках 1–4 представлены результаты металлографических исследований нетермообработанных участков образцов мартенситно-старяющей стали 03Н18К9М5Т.

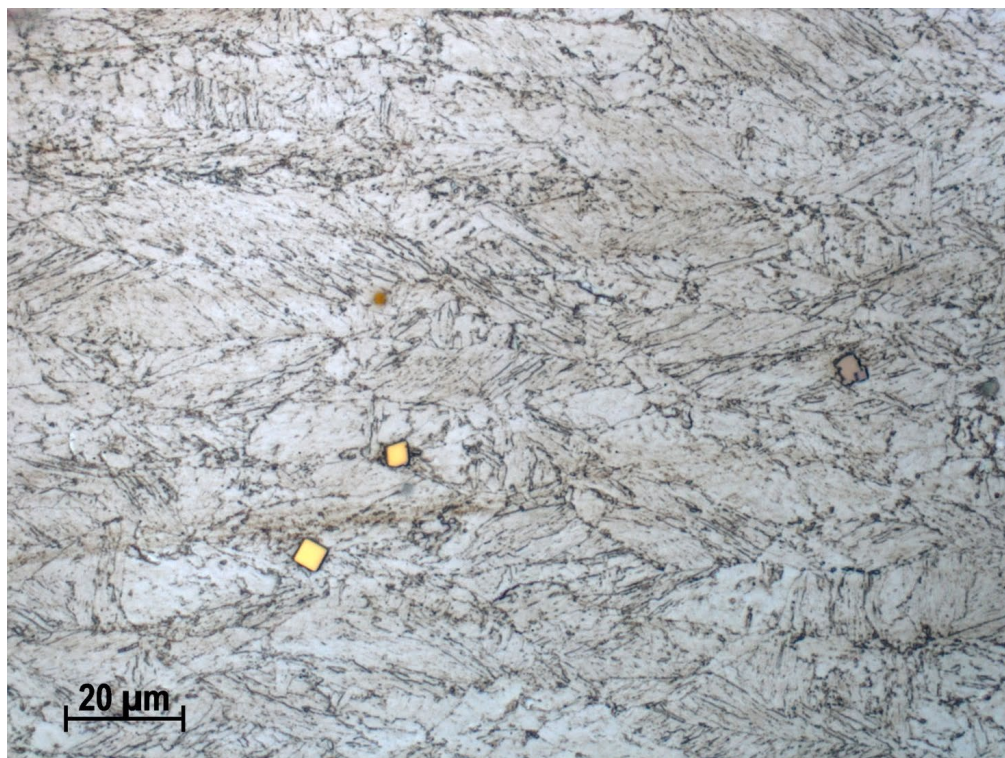


Рисунок 1 – Микроструктура основного металла, 1000х



Рисунок 2 – Микроструктура зоны термического влияния в средней части шва, 100х

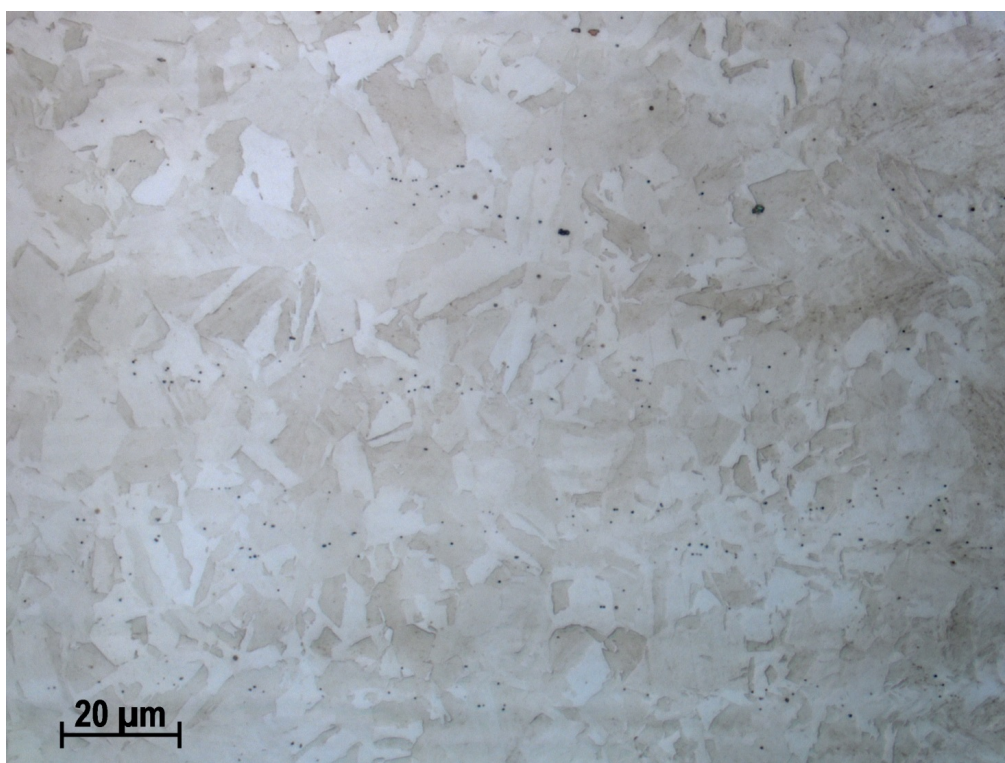


Рисунок 3 – Микроструктура области закалки в ЗТВ, 1000х

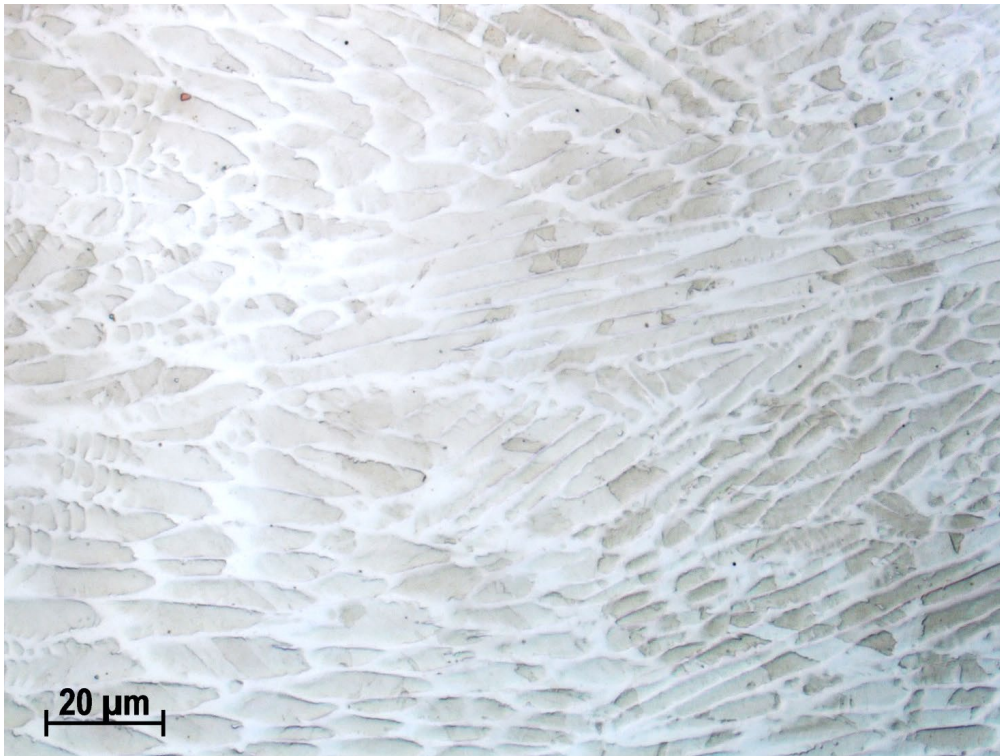


Рисунок 4 – Микроструктура металла шва образца № 3, 1000x

Как видно из рисунка 1, структура основного металла достаточно однородна, встречаются отдельные включения карбонитридов титана размером около 2–5 мкм. Также наблюдается текстура деформации, что связано с тем, что старение было проведено без предварительного кристаллизационного отжига. Исходя из рисунка 2 очевидно, что из зоны термического влияния можно выделить 2 области: светлая область закалки, где температура нагрева превышала температуру фазовых превращения и произошло мартенситное превращение и темная область перестаривания, где температура нагрева превысила температура старения, но оказалась недостаточной для превращения в аустенит при высоких температурах. На рисунке 3 представлена область закалки с равноосными первичными зернами; очевидно, что эта зона разупрочнена так же, как и металла шва. Металла шва на всех швах имеет ячеисто-дендритную структуру, что показывает рисунок 4. Также очевидно, что кристаллы растут практически навстречу друг к другу и встречаются на оси шва. При сварке на высоких скоростях теплоотвод осуществляется преимущественно в поперечном направлении, что оказывает определяющее влияние на изотермы кристаллизации и направление роста дендритов. Также на рисунке 4 явно виден характер роста кристаллов.

На рисунке 5 представлены кривые старения (при температуре старения 450°C) основного металла после закалки, металла шва после ЭЛС и металла шва после закалки.

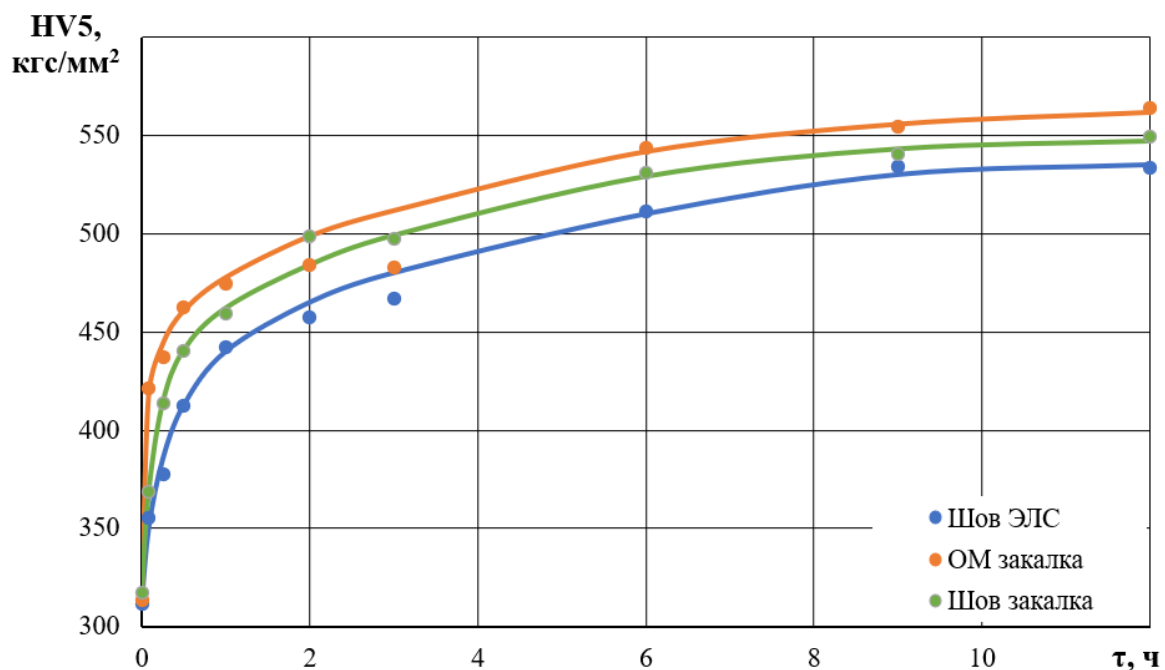


Рисунок 5 – Кривые старения основного металла после закалки, металла шва после ЭЛС и металла шва после закалки (температура старения 450°C)

Из графика видно, что при температуре старения 450°C с увеличением времени выдержки материала происходит непрерывное увеличение твердости исследуемых образцов во всех исходных состояниях. Анализ кривой старения сварного соединения при данной температуре показывает, что твердость основного металла при любом времени выдержки оказывается выше твердости металла шва после сварки на 15–30 HV, при этом твердость в исходном практически идентична. Разница между твердостью основного металла и металла шва после закалки не столь очевидна и находится в пределах статистической погрешности.

На рисунке 6 представлены аналогичные кривые старения, полученные при температуре 500°C.

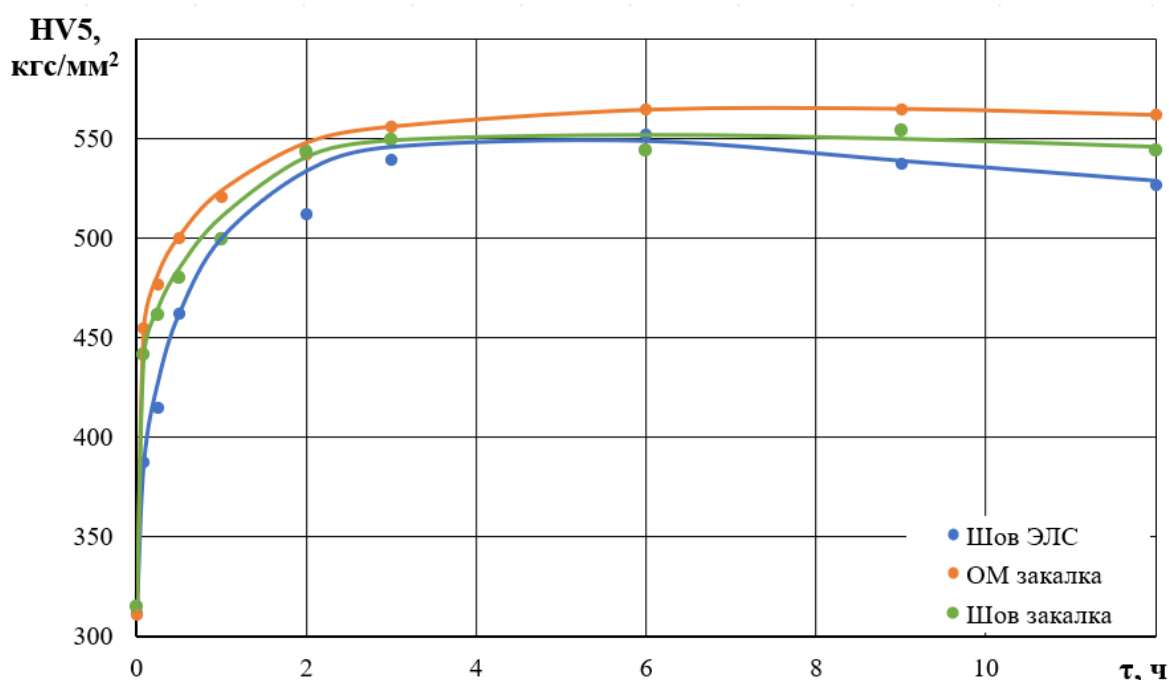


Рисунок 6 – Кривые старения основного металла после закалки, металла шва после ЭЛС и металла шва после закалки (температура старения 500°C)

При температуре старения 500°C наблюдается некоторое отличие в динамике изменения твердости в процессе старения. Твердость закаленного металла шва и основного металла после старения в течение 3 ч остается сравнительно стабильной, тогда как твердость металла шва после сварки достигает максимума после старения в течение 6 ч, а затем несколько снижается. Твердость закаленного основного металла при любом времени выдержки также выше твердости металла шва после сварки, однако разница в процессе старения достигает минимума после 6 ч старения.

На рисунке 7 представлены кривые старения, полученные при температуре старения 550°C.

Старение при температуре 550°C приводит к формированию явного максимума при времени выдержки около 0,5 ч. При этом максимальный уровень твердости оказывается несколько ниже: 540 HV против около 565 HV при температуре старения 450°C и 500°C. Твердость металла шва после ЭЛС также остается ниже твердости основного металла и металла шва после закалки.

На основе полученных кривых старения можно сделать вывод, что оптимальным с точки зрения производительности и достижения высокой твердости является режим старения для металла шва 500°C с временем выдержки 3 ч. Применение закалки сварных соединений перед старением позволяет повысить твердость примерно на 10 HV.

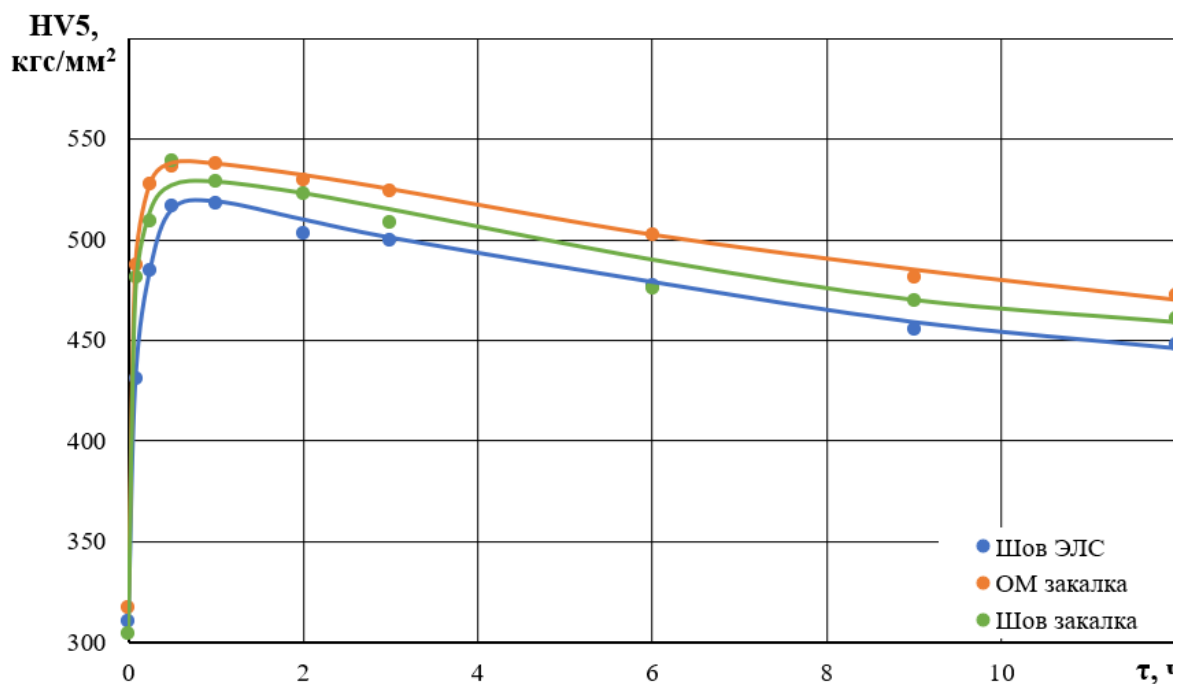


Рисунок 7 – Кривые старения основного металла после закалки, металла шва после ЭЛС и металла шва после закалки (температура старения 550°С)

На рисунке 8 показано распределение твердости в сварных соединениях, полученных при ЭЛС на двух разных скоростях сварки и при различных видах термообработки. Режимы термообработки: режим 1 – старение по режиму $T_{ст} = 500^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ ч; режим 2 – закалка ($T_3 = 820^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1$ ч) + старение по режиму $T_{ст} = 500^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ ч.

Результаты испытаний растяжением представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Результаты испытания на растяжение образцов стали 03Н18К9М5Т

	Режим ТО	Предел прочности σ_B , МПа
Шов, полученный на скорости 20 м/ч	Без ТО	1253,3
	<i>Режим №1</i> Старение ($T_{ст} = 500^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ ч)	1938,85
	<i>Режим №2</i> Закалка ($T_3 = 820^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1$ ч) + Старение ($T_{ст} = 500^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ ч)	1934,05
Шов, полученный на скорости 80 м/ч	Без ТО	1451,25
	<i>Режим №1</i> ($T_{ст} = 500^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ ч)	1939,8
	<i>Режим №2</i> Закалка ($T_3 = 820^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1$ ч)	1913,8

	+	
	Старение ($T_{ст} = 500^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3 \text{ ч}$)	
Основной металл	Закалка с температуры горячей прокатки, старение ($T_{ст} = 450^{\circ}\text{C}$, $\tau = 100 \text{ ч}$)	2082

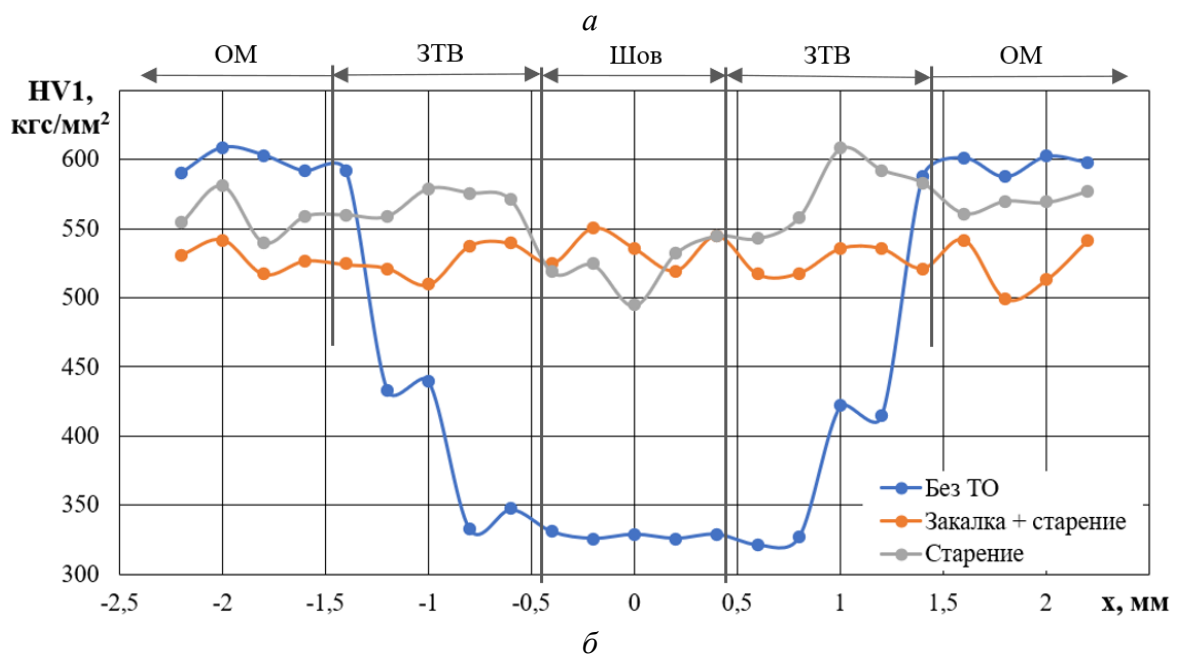
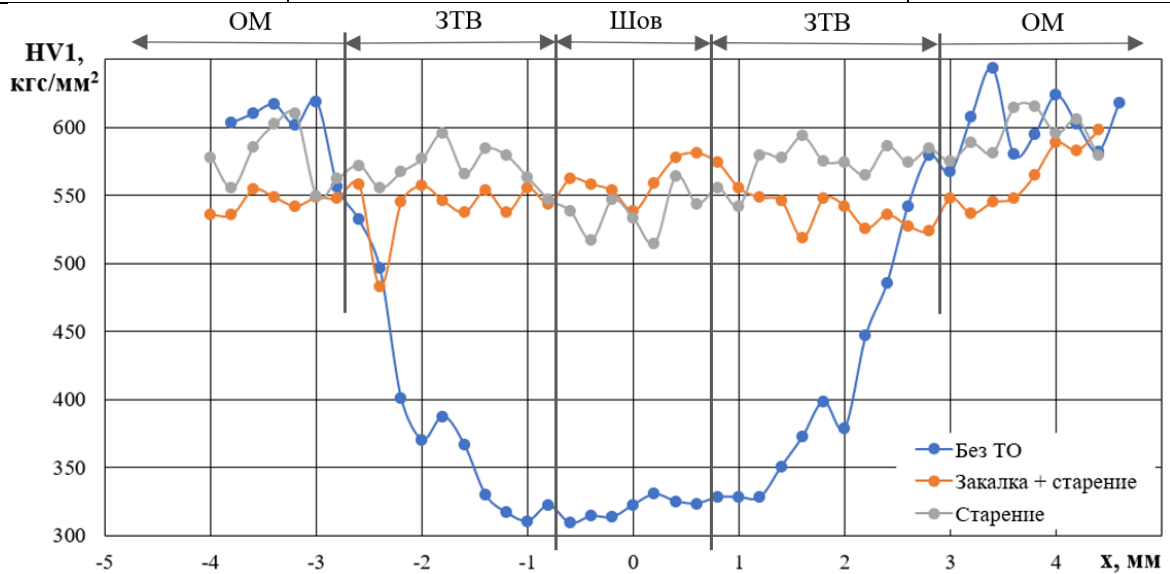


Рисунок 8 – Распределение твердости по сечению сварного соединения, полученного при ЭЛС на скорости сварки 20 м/ч (а) и 80 м/ч (б)

Обсуждение результатов

Из распределения твердости (рисунок 8) видно, что в зоне перестаривания нет «провалов» по значениям твердости, т.к.

длительность нахождения металла в интервале температур 600–800°С – ниже температуры фазовых превращений (ниже температуры закалки), но выше температуры старения – достаточно короткая, вследствие чего процессы перестаривания не успели произойти и при данных режимах сварки не оказали существенного влияния.

Также исходя из графиков распределения твердости (рисунок 8) и результатов испытания на растяжение (таблица 3) очевидно, что металл сварного шва после применения любого из вышеуказанных режимов термической обработки обладает меньшей твердостью, чем основной металл. Прочностные свойства уровня основного металла не были достигнуты: различия в значениях прочности металла шва и прочности основного металла в среднем составляют $\Delta\sigma_b \approx 175$ МПа.

Высокие прочностные свойства основного металла (2082 МПа) объясняется тем, что основной металл изначально был подвержен пластической деформации: охлаждение происходило на воздухе из горячего состояния со скоростью, достаточной для того, чтобы произошла его закалка, вследствие чего на твердость основного металла повлиял наклеп после пластической деформации в сочетании с дисперсионным твердением за счет старения при температуре 450 °С и времени выдержки 100 часов.

Следует отметить, что прочностные свойства металла сварного соединения зависят от ширины мягкой зоны, т.е. на низкой скорости сварки ширина шва и ширина зоны термического влияния, где произошла закалка, больше, чем при высокой скорости сварки [7, 8]. Это объясняет то, что в сварном соединении, выполненном на низкой скорости сварки контактное упрочнение реализовано в меньшей степени, чем в узком шве, полученном на большой скорости. Эта разница нивелируется после термической обработки старением, что видно по результатам испытания на растяжение образцов – после проведения старения были получены сопоставимые значения предела прочности: 1938.85 МПа для шва, полученного на скорости сварки 20 м/ч и 1939.8 МПа для шва, полученного на скорости сварки 80 м/ч.

После применения режима термической обработки №2 (закалка с последующим старением) наблюдается некоторое снижение временного сопротивления, что видно из распределения твердости по уменьшению твердости основного металла – это объясняется тем, что при проведении термической обработки по вышеуказанному режиму происходит рекристаллизация с нулевой степенью пластической деформации.

Также следует отметить, что после применения режима термической обработки №2 (закалка с последующим старением) на графике распределения твердости практически нет скачков по твердости

(рисунок 8, а), однако после применения режима термической обработки №1 (термическая обработка старением) наблюдается небольшой провал по твердости в металле шва ($\Delta HV \approx 30 \text{ Н/мм}^2$), вследствие чего при испытаниях на растяжение металл рвется по шву. После сварки без применения термической обработки самая низкая твердость наблюдается в металле шва: 1253.3 МПа для шва, полученного на скорости сварки 20 м/ч и 1451.25 МПа для шва, полученного на скорости сварки 80 м/ч, вследствие чего при испытаниях на растяжение металл рвется в шве. Различия в значениях прочности объясняются эффектом контактного упрочнения при разной ширине мягкой зоны металла сварного соединения [8, 9].

Заключение

Оптимальным режимом термической обработки сварных соединений из стали 03Н18К9М5ТР является старение после сварки при температуре 500°C с временем выдержки 3 часа; при этом достигается временное сопротивление 93% от уровня основного металла, 1938 МПа против 2082 МПа у основного металла.

Применение закалки перед старением сварной конструкции нецелесообразно, поскольку приводит к некоторому снижению твердости основного металла, в результате чего прочность конструкции несколько снижается.

Уменьшение ширины шва за счет влияния скорости ЭЛС позволяет повысить прочность нетермообработанного сварного соединения за счет контактного упрочнения с 1253 до 1451 МПа. После термического старения контактное упрочнение практически не оказывает влияние на прочность сварного соединения.

Применение ЭЛС не приводит к формированию мягкой прослойки в ЗТВ в результате перестаривания, поскольку длительность нахождения металла в опасном интервале температур недостаточна.

Литература

1. Грабин В.Ф. Металловедение сварки давлением. – Киев: Наукова думка, 1982. – 414 с.
2. Табатчиков А.С., Табатчикова Т.И., Пряхин А.В. Влияние концентрации никеля на структуру металла шва // Сварочное производство. 1987. № 11. С. 26-29.
3. Назаров Е.Г., Латышов Ю.В. Улучшение свойств дисперсионно-твердеющих жаропрочных сталей и сплавов. М., ГООИНТИ, 1964, № 23.
4. Перкас, М.Д. Высокопрочные мартенситностареющие стали / М.Д. Перкас, В.М. Кардонский. – М.: Металлургия, 1970. – 224 с.
5. Гуляев А.П. Металловедение. Учебник для вузов. 5-е изд., перераб. и доп. Металлургия, 1986. – 544 с.

6. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Учебник. М.: Металлургия, 1978. – 391 с.

7. Терентьев Е.В., Марченков А.Ю., Гончаров А.Л., Слива А.П., Бородавкина К.Т. Оптимизация режимов термической обработки разнородных сварных соединений из стали ЭП517 и сплава 36НХТЮ // В сб.: «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии». Материалы Третьей международной конференции. Под редакцией В. К. Драгунова. 2020. С. 243–250.

8. Гончаров А.Л., Терентьев Е.В., Портнов М.А. Исследование микроструктуры сварных соединений бронзы БРХ1ЦР, выполненных электронно-лучевой сваркой // Материаловедение. 2019. № 1. С. 21–28.

9. Драгунов В.К., Терентьев Е.В., Гончаров А.Л., Марченков А.Ю. Исследование влияния скорости ЭЛС на химический состав, структуру и свойства сварных соединений сплава Д16 // Сварочное производство. 2015. № 12. С. 17–21.

Исследование теплового состояния элементов технологической электронно-лучевой пушки при длительных режимах работы¹

Харитонов И.А., Гончаров А.Л., Титарев Е.К., Нехорошев А.В.,
Чулков И.С

«Национальный исследовательский университет «Московский энергетический институт», г. Москва

Аннотация. В работе представлены результаты исследования теплового состояния элементов катодного узла сварочной электронной пушки ЭЛА-60Б. Для оценки теплового состояния измерялась температуры корпуса пушки и рабочей поверхности катода. Представлены графики изменения температуры корпуса пушки во времени при различных параметрах подогрева катода. Выявлено, что на кратковременных режимах работы пушки (до 60 минут) при любых энергетических параметрах подогрева гексаборидового катода возможно не использовать принудительное охлаждение катодного узла. Температура корпуса на таких режимах не превышала 30°C. Рост температуры корпуса пушки происходил через 15 минут после начала подогрева катода. При длительных режимах работы с принудительным охлаждением пушки температура корпуса пушки повышалась на 2 – 3°C и сохранялась стабильной на всем протяжении работы. При отключении охлаждения температура корпуса пушки достигла критического значения за 60 минут. Температура катода при всех режимах работы была стабильна, рост температуры не наблюдался. Выявлено, что колебания температуры на стационарном участке подогрева катода вызваны колебанием мощности бомбардировки. Полученный в работе участок естественного охлаждения катода, возникающий при прекращении подогрева катода, хорошо аппроксимируется степенной функцией. Такую зависимость удобно использовать для верификации математической модели теплового состояния электронной пушки.

Ключевые слова: электронно-лучевая пушка, электронно-оптическая система, термокатод, катод косвенного подогрева, тепловое расширение, теплопроводность, тепловое излучение, конвекция.

Abstract. The paper presents the results of a study of the thermal state of the elements of the cathode assembly of the ELA-60B welding electron gun. To assess the thermal state, the temperatures of the gun body and the working surface of the cathode were measured. The graphs of changes in the temperature of the gun body over time are presented for various parameters of the cathode heating. It was revealed that in short-term operating modes of the gun (up to 60 minutes) at any energy parameters of heating the hexaboride cathode, it is

¹ Исследование выполнено в рамках проекта «Электронно-лучевая пушка нового поколения для технологических целей», выполняемого при финансовой поддержке НИУ «МЭИ» в виде гранта на выполнение программы прикладных научных исследований «Энергетика», «Электроника, радиотехника и ИТ» и «Технологии индустрии 4.0 для промышленности и робототехника» в 2020-2022 гг. (проект № 20/22-0000028/42).

possible not to use forced cooling of the cathode assembly. The case temperature in such modes did not exceed 30°C. The increase in the temperature of the gun body occurred 15 minutes after the start of heating the cathode. In long-term operating modes with forced cooling of the gun, the temperature of the gun body increased by 2 – 3°C and remained stable throughout the operation. When the cooling was turned off, the temperature of the gun body reached a critical value in 60 minutes. The cathode temperature was stable under all operating conditions; no temperature rise was observed. It was revealed that temperature fluctuations in the stationary section of the cathode heating were caused by fluctuations in the bombardment power. The section of natural cooling of the cathode obtained in the work, which appears when the heating of the cathode is stopped, is well approximated by a power function. It is convenient to use this dependence to verify the mathematical model of the thermal state of the electron gun.

Keywords: electron beam gun, electron-optical system, thermal cathode, indirect heating cathode, thermal expansion, thermal conductivity, thermal radiation, convection.

Введение

Технологическая сварочная электронная пушка представляет собой сложный высоковольтный электровакуумный прибор. В электронной пушке происходит формирование мощного аксиально симметричного сфокусированного электронного пучка, используемого для получения сварного соединения. Стабильность энергетических и пространственных параметров электронного пучка оказывает большое влияние на качество сварного шва [1].

Широкое распространение в сварочном производстве получили электронные пушки с термоэмиссионными катодами [2,3]. В свою очередь, такие пушки имеют два основных исполнения: пушка с прямонакальным катодом [4,5] и пушка с косвенным подогревом катода [6,7]. Прямонакальные катоды целесообразнее использовать при небольших плотностях тока или непродолжительных циклах работы [8]. Разогрев катода в прямонакальной схеме до необходимой температуры осуществляется за счет прямого протекания тока через катод. Основная проблема такой схемы – это низкая мощность получаемого пучка (до 45 кВт). Для получения пучка большой мощности в прямонакальной системе необходимо увеличивать площадь рабочей поверхности катода. Увеличение поверхности приведет к повышению тока накала, что вызовет увеличение магнитного поля в прикатодной области, которое будет влиять на геометрию получаемого пучка [9]. Кроме того, существенно затруднится отвод тепла от катодной области и возникнет необходимость увеличения сечения высоковольтного кабеля, что сделает конструкцию более сложной и дорогой [10].

Для получения пучка большой мощности используется система косвенного подогрева катода. Основной катод чаще всего изготавливается из гексаборида лантана (LaB6) [10]. Такой катод отличается

незначительными затратами мощности на разогрев, что способствует меньшим температурным деформациям катодного узла [1]. Использование такой схемы подогрева позволяет избежать передачи больших токов накала по высоковольтному кабелю, тем самым повышая надежность работы пушки. Разогрев основного катода происходит за счет электронной бомбардировки со вспомогательного катода. Основным недостатком данной схемы – это необходимость стабилизации температуры основного катода. Главной причиной нестабильности температуры основного катода является дополнительный подогрев вспомогательного катода за счет излучения с основного. Также происходит изменение эмиссионных характеристик обоих катодов из-за термохимического разрушения [11].

Совершенно новым решением в системе косвенного подогрева является использование основного металлического катода вместо катода из гексаборида лантана. Металлический катод более устойчив к отравлению продуктами химических реакций и воздействию ионной бомбардировки. В результате срок службы такого катода больше, чем у гексаборидового. Для обеспечения необходимой эмиссии с металлического катода необходимо повысить мощность подогрева катода, что в свою очередь приведет к увеличению теплонагрузки на элементы катодного узла.

Разогретый до высоких температур катод является основным источником тепла в электронной пушке. Под действием теплопроводности и излучения тепло распространяется по элементам катодного узла и изолятору, тем самым повышая их температуру. Места пайки высоковольтного изолятора подвержены перегреву, который может привести к нарушению герметичности ускоряющего промежутка и камеры высоковольтного ввода. Для отвода тепла в большинстве пушек предусмотрена система жидкостного охлаждения. Но ввиду высоких электрических напряжений на элементах катодного узла область снятия тепла располагается на корпусе пушки и находится на достаточно большом расстоянии от источника тепла. Для более интенсивного теплоотвода используются изолирующие жидкости, такие как трансформаторное масло или кремнеорганика [12].

Главной проблемой оценки теплового состояния пушки во время работы является отсутствие возможности контролировать температуру ее рабочих элементов. Установить измерительные приборы, такие как пирометр или термопара, в области катодного узла практически невозможно из-за ограниченного доступа и высоких электрических напряжений. Для контроля температурного состояния производители электронных пушек используют температурные датчики, которые чаще

всего располагаются на корпусе пушки. Это решение позволяет косвенно оценить состояние элементов катодного узла. Однако временной промежуток, позволяющий зарегистрировать изменение температур элементов катодного узла по температуре корпуса, достаточно велик. Перегрев основного и вспомогательного катода приводит к снижению их ресурса, а также изменению геометрии ускоряющего промежутка вследствие теплового расширения. Большая вероятность перегрева возникает, когда при эксплуатации пушки катод длительное время находится в нагретом состоянии.

Геометрия ускоряющего промежутка сильно влияет на характеристики генерируемого пучка и, как следствие, на качество получаемого сварного шва. Известно, что изменение межэлектродного расстояния катод-анод влияет на форму канала проплавления при незначительном изменении его глубины [14], а при изменении положения управляющего электрода относительно катода изменяется условие запираания и фокусировки ускоряющего промежутка [9,15]. Причин изменения геометрии ускоряющего промежутка достаточно много. Одна из причин, как уже было сказано, – это тепловое расширение элементов катодного узла. Тепловое расширение больше всего оказывает влияние на взаимное расположение катода и управляющего электрода. Катод при разогреве будет выдвигаться относительно управляющего электрода. Проблемой в данном случае является сложность реальной оценки взаимного изменения электродов. Из-за ограниченного доступа во время работы электронной пушки визуально оценить изменение геометрии невозможно. Единственно возможный способ – это математическое моделирование тепловых процессов. Однако при выборе такого подхода возникает другая проблема – достоверность получаемых результатов моделирования. Решить проблемы достоверности можно путем верификации модели.

Цель работы заключается в исследовании влияния различных параметров подогрева катода на тепловое состояние элементов катодного узла.

Методика исследования

Объектом исследования в данной работе была электронная пушка ЭЛА-60Б с ускоряющим напряжением 60 кВ и мощностью пучка до 15 кВт, разработанная Институтом электросварки им. Е.О. Патона (рис. 1). Пушка имеет классическую трехэлектродную схему ускоряющего промежутка: катод, управляющий электрод и анод. Катод имеет систему косвенного подогрева. Основной катод изготовлен из гексаборида лантана (LaB6) и имеет форму таблетки. Вспомогательный катод представляет

собой спираль. Подогрев катода электронной бомбардировкой осуществляется при помощи системы, похожей на вакуумный диод. Вспомогательный катод разогревается путем прямого пропускания тока по его спирали. Между вспомогательным спиральным катодом и основным катодом прикладывается разность потенциалов, ускоряя эмитированные электроны в направлении основного катода. В результате электроны бомбардируют основной катод, разогревая его до рабочей температуры. Максимальная мощность, выдаваемая источником бомбардировки и накала, составляет 50 Вт. Рабочая температура катода из гексаборида лантана составляет 1500–2000 К, спирали – до 2700 К.

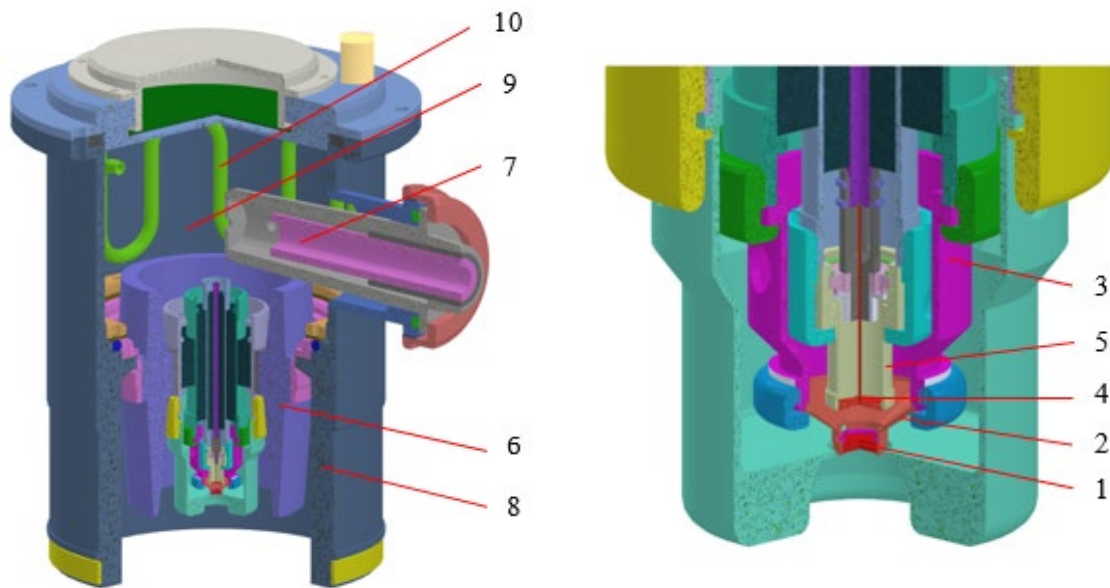
Основная часть тепла выделяется на основном катоде. Катод закреплен в специальном держателе, имеющем форму тарелки. Материал держателя – молибден [12]. Основная причина использования молибдена – это высокая температура плавления. Держатель крепится к высоковольтному изолятору с помощью специальной катодной втулки. Чаще всего втулку изготавливают из нержавеющей стали аустенитного класса. Тепло на катоде, полученное в результате электронной бомбардировки, начинает отводиться от него к высоковольтному изолятору за счет теплопроводности. Еще одним источником тепла в катодном узле является разогретая вольфрамовая нить вспомогательного катода. Подогреватель в сборе также установлен на изоляторе. Тепло от нити подогреватель начинает отводить к высоковольтному изолятору. Кроме того, элементы катодного узла нагреваются за счет излучения. В первую очередь это касается управляющего электрода, который нагревается в результате излучения с основного катода и его держателя.

Для отвода тепла от высоковольтного изолятора в камеру высоковольтного ввода заливается изолирующая жидкость, которая также обеспечивает электрическую прочность ввода [12]. Охлаждение жидкости производится за счет жидкостного трубчатого холодильника, имеющего вид змеевика, погруженного в изолирующую жидкость.

В пушке типа ЭЛА для оценки теплового состояния производителем предусмотрен датчик термопреобразования сопротивления. Как заявляет производитель, его показания позволяют оценить температуру изолирующей жидкости. Датчик устанавливается на корпусе катодного узла снаружи. Корпус датчика выполнен из латуни в виде бруска с размерами 6×6×43. Это позволяет достаточно просто закрепить его на корпусе пушки с помощью обычного хомута. Критическая температура, при которой происходит отключение работы установки, составляет 30 °С. Критерии, по которым выбрана именно эта температура, неизвестны. Главным недостатком такого датчика являются его размеры. Площадь его соприкосновения с корпусом пушки достаточно большая. В результате

измеренная температура имеет среднее значение по площади контакта с корпусом. Обычно на корпусе пушки имеется градиент температуры. Верхняя часть пушки нагрета сильнее по сравнению с нижней. Такая особенность обусловлена конвекцией изолирующей жидкости.

Для оценки теплового состояния элементов катодного узла сварочной электронной пушки был разработан экспериментальный стенд (рис. 2). Стенд позволяет оценивать и регистрировать температуру нагрева катода и температуру корпуса пушки, а также синхронно записывать параметры бомбардировки катода.



а

б

Рисунок 1 – трехмерная модель катодного узла сварочной пушки ЭЛА-60Б: а- общий вид; б - область генерации пучка; 1 – основной катод; 2 – держатель катода; 3 – катодная втулка; 4 – нить подогревателя; 5 – подогреватель; 6 – высоковольтный изолятор; 7 – высоковольтный разъем; 8 – корпус пушки; 9 – камера высоковольтного ввода; 10 – трубчатый холодильник

В качестве датчика температуры корпуса пушки использовалась термопара хромель-алюмель. Датчик устанавливался на внешнюю стенку корпуса пушки. Его расположение указано на рисунке 2 (а). Измерение температуры катода производилось с помощью пирометра Raytek MR1SC. Фокусное расстояние пирометр-катод составляло 300 мм (рис. 2, а), что позволило получить минимальное пятно равное 3,3–3,5 мм. Рабочая поверхность катода составляла 4.2 мм. При таком размере пятна область измерения температуры полностью находилась на поверхности разогретого катода. При помощи прицела производилось совмещение

пятна измерения пирометра с рабочей поверхностью катода (рис. 2, в). Измерение температуры катода производилось в одноцветном режиме работы пирометра. Степень черноты измеряемой поверхности катода из LaB6 задавалась в диапазоне от 0,69 до 0,7 в зависимости от измеряемой температуры. Для доступа пирометра к полной поверхности катода через лучепровод отверстие в аноде было рассверлено до диаметра 3.5 мм, заводской диаметр отверстия составляет 3 мм.

Для регистрации сигнала с термопары на корпусе пушки, а также с источника блока бомбардировки и накала использовался комплекс автоматизации измерений ACTest Pro. Комплекс измерений состоял из рабочей станции (крейт) с 4-мя осциллографическими модулями АЦП LTR 210, блока согласования сигналов на основе нормализаторов сигналов с гальванической развязкой Dataforth 8B50-01, программного модуля для автоматизации и измерений «ACTest Pro».

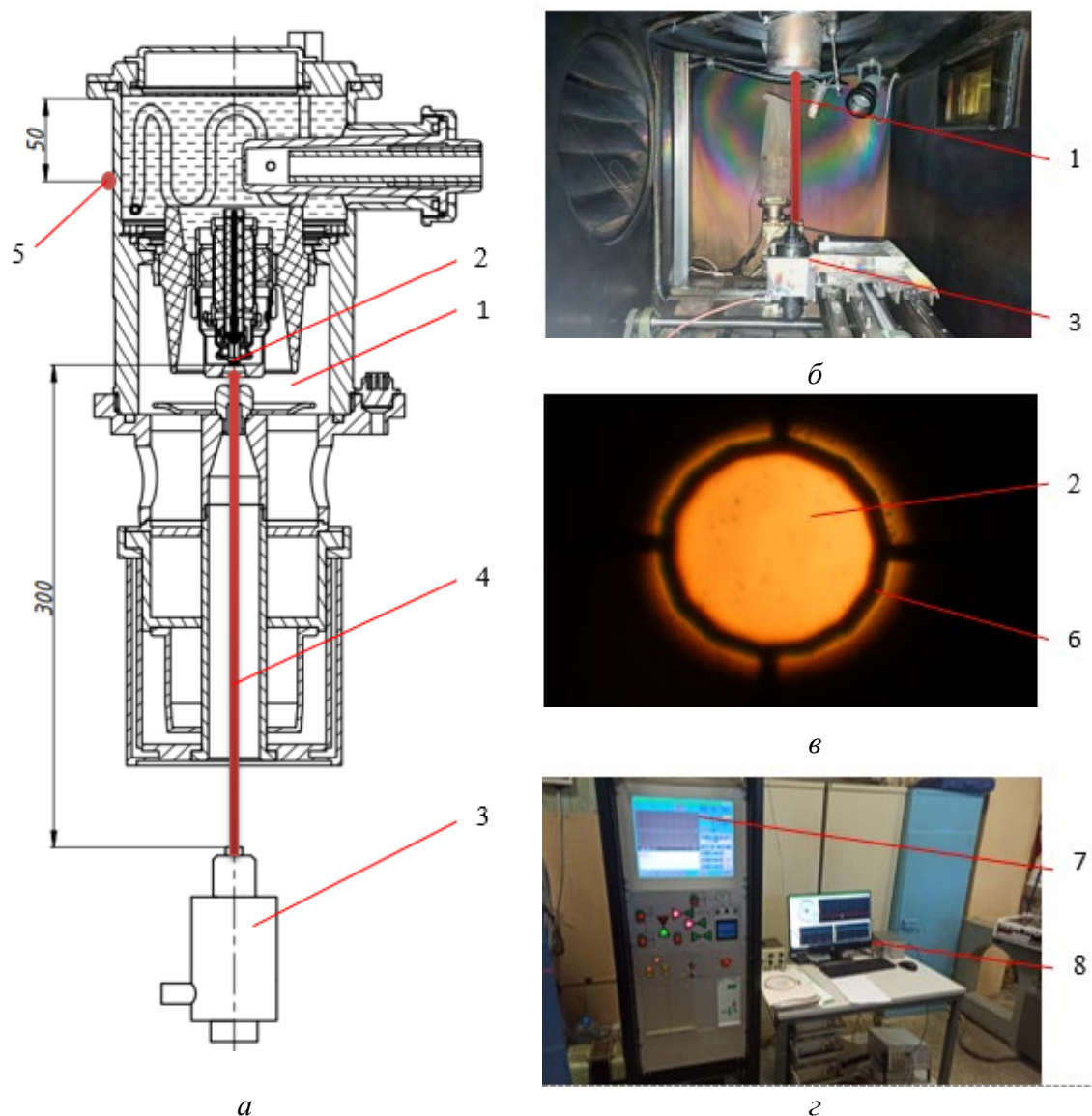


Рисунок 2 – Экспериментальный стенд для оценки теплового состояния электронной пушки: а – схема экспериментального стенда; б – экспериментальный стенд (установка пирометра); в – разогретый катод в объективе пирометра; г – система управления энергоблоком ЭЛА-15И и система сбора данных; 1 – электронная пушка; 2 – катод; 3 – пирометр; 4 – направление измерения пирометра; 5 – место установки термопары; 6 – прицел пирометра; 7 – система управления энергоблоком; 8 – система сбора данных АСTest Pro

Блок согласования применялся для усиления до необходимого уровня сигнала с термопары для модуля АЦП. Для подавления высокочастотных шумов высоковольтного инвертора электронно-лучевой установки использовался пассивный П-образный фильтр низких частот.

При исследовании регистрируемыми параметрами являлись:

- температура корпуса пушки, °С;
- температура поверхности катода, °С;
- напряжение бомбардировки, В;

- ток бомбардировки мА.

Варьируемыми параметрами при исследовании являлись:

- мощность подогрева катода;
- время подогрева катода;
- проток охлаждающей жидкости;

Перед проведением исследования вакуумная камера, в которой располагался пирометр, откачивалась до рабочего вакуума с остаточным давлением 5×10^{-4} мм. рт. ст. В ускоряющей промежутке пушки также создавался вакуум, остаточное давление 7.5×10^{-6} мм. рт. ст. Мощность подогрева катода изменялась за счет изменения тока бомбардировки, напряжение бомбардировки было постоянным и равнялось 1000 В. Ток бомбардировки изменялся в пределах от 20 мА до 35 мА с шагом 5 мА. Этот диапазон является рабочим для электронной пушки ЭЛА-60Б.

Для исследования влияния времени подогрева было выбрано два временных отрезка подогрева катода: 30 минут и 60 и более минут. Первый временной отрезок является наиболее распространённым режимом работы пушки. Такой режим используется для сварки одного изделия с протяженностью шва до 500 мм. В этот отрезок входят следующие этапы: нагрев катода, отработка режима сварки, сварка и остывание катода. Второй временной отрезок характерен для массового производства, когда за один нагрев катода сваривается несколько швов небольшой протяженностью или один шов большой протяженностью.

Для оценки теплонагрузки пушки с точки зрения протока охлаждающей жидкости по трубчатому холодильнику было выбрано два режима: с протоком 1 литр в минуту и без протока. Первый режим регламентирован техническими требованиями к работе сварочной электронной пушки. Второй режим является аварийным.

Результаты исследования

В результате проведённых исследований были получены графики изменения температуры корпуса пушки и катода во времени при различных режимах подогрева катода. В таблице 1 представлены режимы подогрева катода сварочной электронной пушки ЭЛА-60Б.

Исходя из полученных зависимостей (рисунок 3), на кратковременных режимах работы пушки (30 минут) не происходит существенного изменения температуры корпуса пушки. На всех режимах работы температура в среднем повышалась на 2–3 °С от начальной температуры корпуса пушки. Максимальное повышение температуры составляло 3,6 °С (рисунок 3, б). Выход на пик температуры происходил для большинства режимов через 75 минут после начала подогрева катода. Сам пик температуры находился за пределом интервала подогрева.

Интервал времени между включением подогрева катода и началом роста температуры корпуса пушки составлял 10–15 минут.

Таблица 1 – Режимы подогрева катода

№	Мощность подогрева катода (Вт)	Продолжительность подогрева катода (мин)	Проток охлаждающе жидкости, (литр/мин)	Номер рисунка
1	20	30	0	3 (а)
2	25	30	0	3 (б)
3	30	30	0	3 (в)
4	35	30	0	3 (г)
5	30	62	0	4 (а)
6	35	320	1 (0) ^а	4 (б)

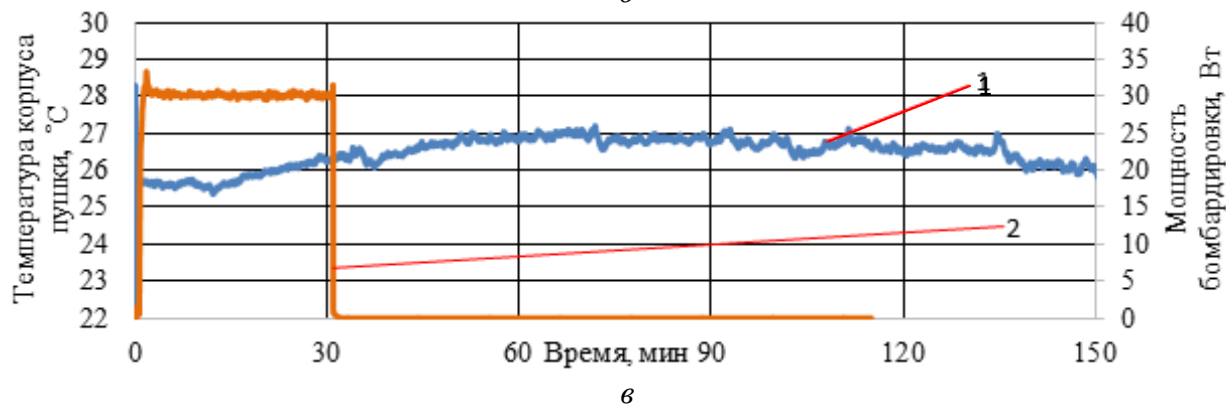
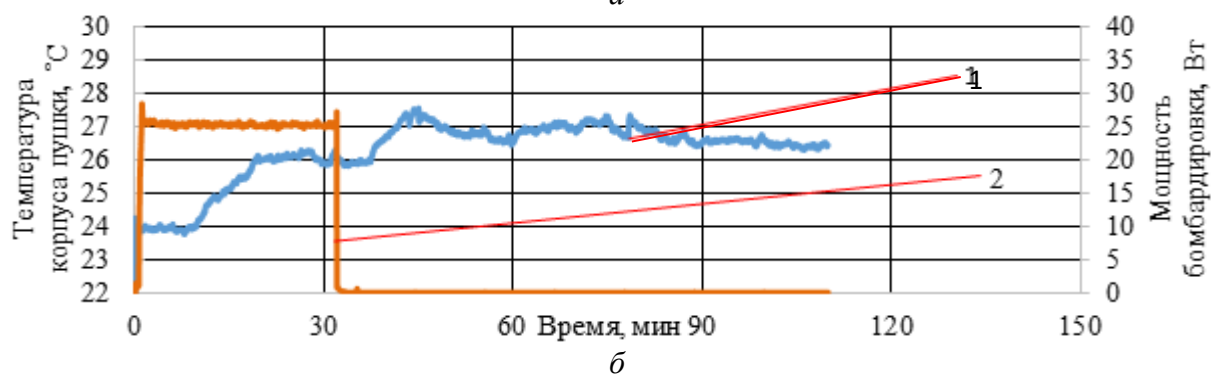
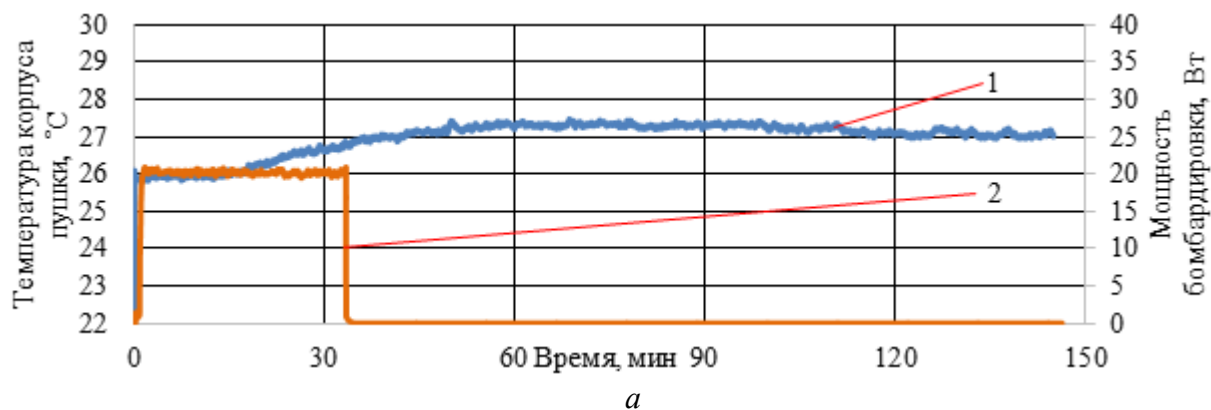
^а На 255 минуте было отключено водяное охлаждение катодного узла пушки

На режиме подогрева №5 (рисунок 4 (а)) было спровоцировано аварийное отключение подогрева катода по температуре корпуса пушки. На 62 минуте подогрева была достигнута предельно допустимая температура корпуса пушки, которая составляла 30 °С. Система управления электронной пушки в автоматическом режиме выключила подогрев катода. После отключения подогрева в течение 15 минут наблюдался дальнейший рост температуры, пиковое значение составляло 31,1 °С.

Режим подогрева № 6 (рис. 4, б) является нормальным режимом работы электронной пушки. Мощность подогрева 35 Вт обеспечивает с запасом необходимую температуру подогрева катода для получения максимального тока электронного пучка. При такой мощности подогрева ток электронного луча будет ограничен источником ускоряющего напряжения. Проток охлаждающей жидкости составлял 1 литр в минуту. Продолжительность штатного режима составляла 255 минут. За это время температура пушки повысилась на 2,5 °С, выход на пиковое значение произошел по истечении 90 минут после включения подогрева, после 90-й минуты температура была стабильна. Рост температуры пушки происходил по истечении 15 минут после включения подогрева, что характерно для всех исследуемых режимов. По истечении 255 минуты работы в нормальном режиме было отключено охлаждение катодного узла. После отключения охлаждения наблюдался мгновенный рост температуры. Предельная рабочая температура была достигнута к 315 минуте работы, через 60 минут после отключения охлаждения. Рост температуры составил 6,5 °С.

Режим подогрева № 6 (рис. 4, б) является нормальным режимом работы электронной пушки. Мощность подогрева 35 Вт обеспечивает с

запасом необходимую температуру подогрева катода для получения максимального тока электронного пучка. При такой мощности подогрева ток электронного луча будет ограничен источником ускоряющего напряжения. Проток охлаждающей жидкости составлял 1 литр в минуту. Продолжительность штатного режима составляла 255 минут.



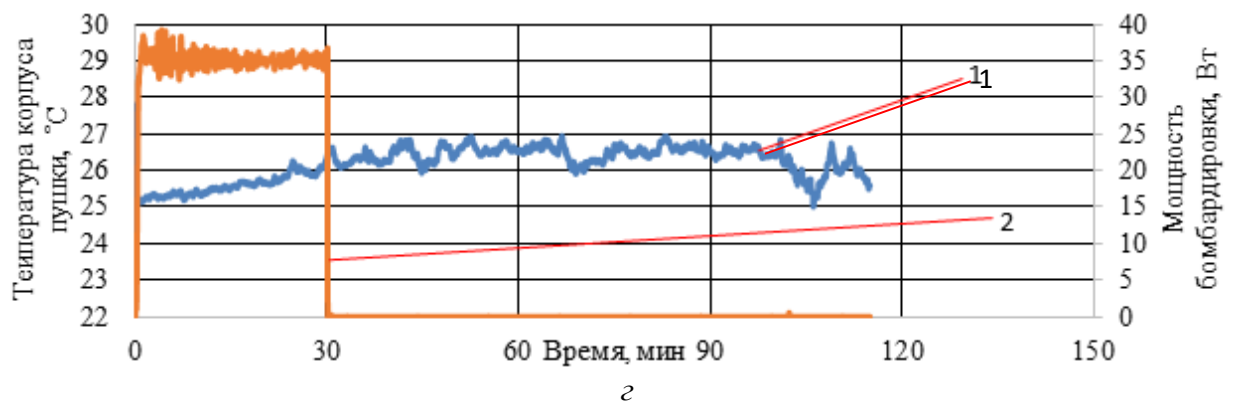
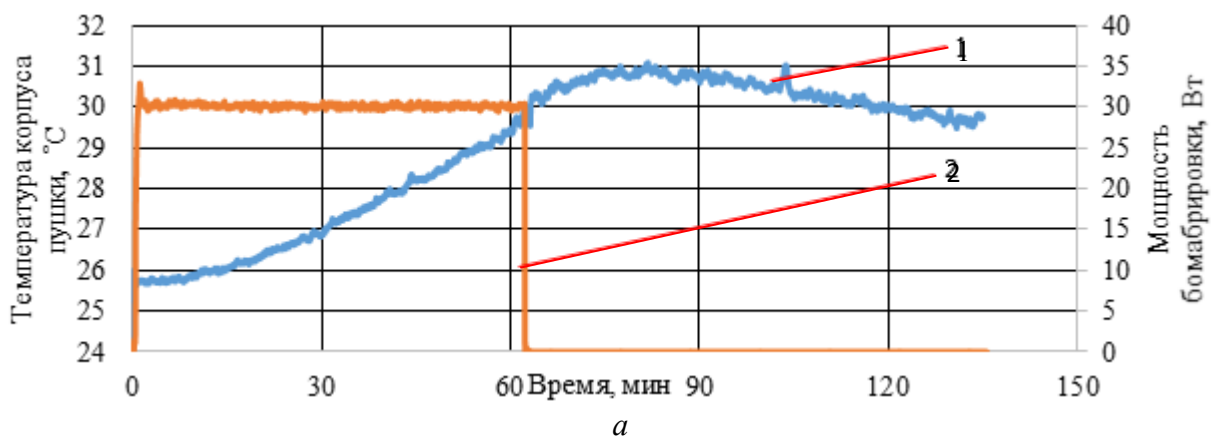


Рисунок 3 – Зависимости изменения температуры корпуса пушки от режима подогрева катода: 1 – температура корпуса пушки; 2 – мощность бомбардировки

За это время температура пушки повысилась на 2,5 °С, выход на пиковое значение произошел по истечении 90 минут после включения подогрева, после 90-й минуты температура была стабильна. Рост температуры пушки происходил по истечении 15 минут после включения подогрева, что характерно для всех исследуемых режимов. По истечении 255 минуты работы в нормальном режиме было отключено охлаждение катодного узла. После отключения охлаждения наблюдался мгновенный рост температуры. Предельная рабочая температура была достигнута к 315 минуте работы, через 60 минут после отключения охлаждения. Рост температуры составил 6,5 °С.



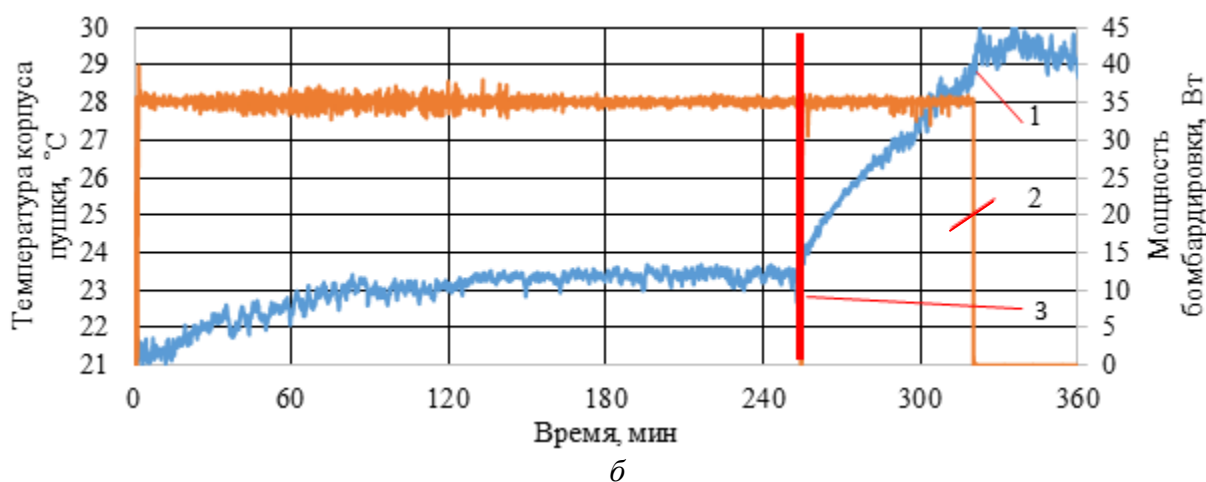


Рисунок 4 – Зависимости изменения температуры корпуса пушки от режима подогрева катода: 1 – температура корпуса пушки; 2 – мощность бомбардировки; 3 – момент отключения охлаждения катодного узла пушки

Температура поверхности катода на режимах № 2, №3, №4 и №5 была стабильна на всем протяжении работы. В таблице 2 представлены средние значения температур катода. На рисунке 5 (а) представлена зависимость изменения температуры катода на режиме 2. График имеет 3 характерных участка: участок разогрева катода до рабочей температуры, стационарный участок и участок охлаждения катода. Как видно из рисунка 5 (б), колебания температуры катода, измеренные пирометром, напрямую связаны с колебанием мощности бомбардировки.

На режимах № 1 и № 6 наблюдалось снижение температуры на участке стационарного подогрева. Так, для режима № 6 максимальная температура катода составляла 1625°С в начале стационарного участка, в конце участка температура опускалась до 1535°С. Снижение температуры не связано с изменением энергетических параметров бомбардировки. Как видно из графика на рисунке 4 (б), мощность бомбардировки для режима №6 на всем участке находится на уровне 35 Вт, также наблюдаются характерные колебания мощности и температуры катода. Основной причиной снижения измеренной температуры, скорее всего, является неточность измерения пирометра.

Таблица 2 – Температура поверхности катода

Номер режима из таблицы 1	Средняя температура поверхности катода, °С
1	1408
2	1450
3	1534
4	1618
5	1510
6	1573

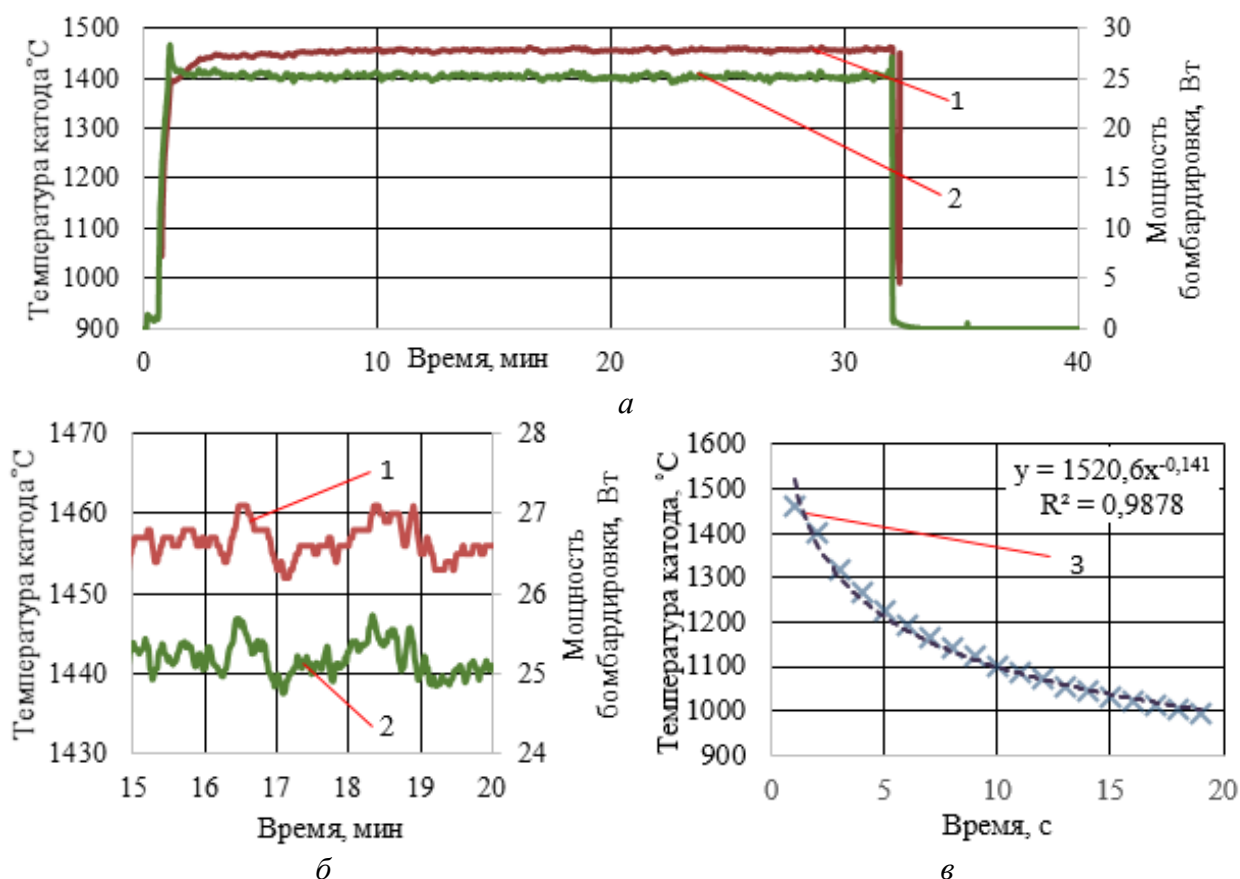


Рисунок 5 – Зависимость изменения температуры катода на режиме 3: а – общий вид; б – стационарный режим подогрева; в – участок охлаждения катода после выключения подогрева; 1 – температура катода; 2 – мощность бомбардировки; 3 – линия аппроксимирующей функции

Для верификации тепловой модели удобнее всего использовать участки естественного охлаждения катода. На рисунке 5, в представлен график изменения температура катода сразу после отключения бомбардировки. Временной промежуток, на котором возможно измерить температуру катода, составлял 19 с. За это время температура катода снизилась на 450 °С. Полученный набор точек хорошо аппроксимируется степенной зависимостью.

Выводы

В результате проведенных исследований выявлено, что для кратковременных режимов работы электронной-лучевой пушки ЭЛА-15 можно не использовать принудительное водяное охлаждение пушки. При работе пушки свыше 60 минут температура корпуса на всех режимах начинает превышать установленный порог в 30 °С. С принудительным водяным охлаждением температура корпуса пушки повышается на 2 – 3 °С в течение 75 минут и стабилизируется. Это дает возможность

использовать пушку в течение длительного времени. При аварийном отключении воды работоспособность пушки сохраняется в течение 30–60 минут.

Литература

1. Назаренко О.К. Электронно-лучевая сварка / О.К. Назаренко, А.А. Кайдалов. – Киев: Наукова думка, 1987. 256 с.
2. Lawrence G. Triode electron gun for electron beam machines // US Patent 3835327 A. 1974.
3. Meleka A.H. Electron-beam welding: principles and practice. – London: McGraw-Hill, 1971. – 331 с.
4. Erdman P.W. Low-voltage, high-current electron gun / P.W. Erdman, E.C. Zipf // Review of Scientific Instruments. – 1982. – Vol. 53. – P. 225–227.
5. Stoffel N.G. A low-energy brightness electron gun for inverse photoemission / N.G. Stoffel, P.D. Johnson // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment. – 1985. – Vol. 234(2). – P. 230–234.
6. Herniter M.E. Thermionic cathode electron gun for high current densities / M.E. Herniter, W.D. Getty // IEEE transaction on plasma science. – 1987. – Vol. PS-15, № 4. – P. 351–360.
7. Broers A.N. Electron gun using longlife lanthanum hexaboride cathode / A.N. Broers // Journal of Applied Physics. – 1991(1967). – Vol. 38. – P. 1991–1992.
8. Пашкин А.Н. Виды катодов сварочных электронно-лучевых пушек / А.Н. Пашкин, Е.А. Болдарев // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. – 2014. – С. 113–114.
9. Чвертко А.И. Оборудование для электронно-лучевой сварки. / А.И. Чвертко, О.К. Назаренко. – Киев: Наук. думка, 1973. – 408 с.
10. Щербаков А.В. Экспресс-методика измерения параметров технологических электронных пучков / А.В. Щербаков, А.Л. Гончаров // Электротехника. – 2016. – № 8. – С. 62а-67.
11. Щербаков А.В. Оборудование электронно-лучевых комплексов для производства продукции современной энергетики / А.В. Щербаков, В.В. Новокрещенов, Р.В. Родякина, В.Н. Ластовирия. – М.: Вече, 2016. – 208 с.
12. Кайдалов А.А. Сварочные электронные пушки (инженерно-техническое описание и инструкция по эксплуатации сварочных электронных пушек УЛ-119, ЭЛА-15, ЭЛА-30, ЭЛА-60/60, ЭЛА-60Б) / А. А. Кайдалов, Е. И. Истомин. – Киев: Ин-т электросварки им. Е.О. Патона, 2003. – 153 с.
13. Фоменко В.С. Эмиссионные свойства материалов : справочник / В.С. Фоменко; отв. ред. И.Я. Дехтяр; Акад. наук УССР. Ин-т проблем материаловедения. – 4-е изд., перераб. и доп. – Киев: Наукова думка, 1981. – 339 с.
14. Gribkov M.S. Influence of electrode gap's value in electron gun on the penetrating ability of electron beam during the implementation of additive processes / M.S. Gribkov, M.A. Portnov // Solid State Phenomena. – 2018. – Vol. 284. – P. 300-305.
15. Jansky P. Numerical simulations of the thermionic electron gun for electron-beam welding and micromachining / P. Jansky, J. Zlamal, B. Lencova, M. Zobac, I. Vlcek, T. Radlicka // Vacuum. – V. 84, is. 2. – 18 September 2009. P. 357– 362.

Влияние параметров режима термической обработки на структурообразование и свойства наплавленного материала для сплава ВТ6

Кривоносова Е.А., Ольшанская Т.В., Акулова С.Н., Мышкина А.В., Саломатова Е.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия

Аннотация. Статья посвящена актуальной проблеме, связанной с исследованием основных закономерностей формирования структуры и свойств титанового сплава ВТ6св системы Ti-Al-V в аддитивных гибридных технологиях производства с использованием плазменной наплавки. Целью данной работы является исследование влияния различных видов термической обработки на физико-механические свойства титанового сплава ВТ6св, получаемого в процессе 3D-печати.

Установлено, что характеристики прочности образцов сплава ВТ6св, полученных плазменной наплавкой в камере с контролируемой атмосферой превышают уровень прочности материалов, полученных традиционными технологиями обработки, однако пластические свойства не достигают заданного уровня. Данные недостатки возможно устранить, подобрав оптимальные режимы термической обработки.

В данной работе описывается исследования влияния нескольких видов термической обработки на структуру и свойства наплавленного материала ВТ6св:

1. Неполный отжиг $T = 600+50^{\circ}\text{C}$, время выдержки – 1...1,5 ч.
2. Высокотемпературный полный отжиг $T = 800^{\circ}\text{C}$, время выдержки – 1 ч.
3. Упрочняющая термическая обработка: закалка $T = 900+50^{\circ}\text{C}$, время выдержки – 1 ч., охлаждение на воздухе и последующее старение $T = 500+50^{\circ}\text{C}$, время выдержки – 2...4 ч.

После неполного отжига в переходной зоне между слоями наплавки происходит выделения коагулированных частиц α -фаза. В микроструктуре присутствуют иглы мартенсита $\alpha'(\alpha'')$ и тонкие пластинки α -фазы. Этот вид термической обработки приводит только к снижению уровня остаточных напряжений и значения прочностных характеристик не улучшаются относительно исходных значений.

Полный отжиг привел к частичному распаду мартенсита $\alpha'(\alpha'')$ и коагуляции неравновесной α -фазы, образованных ранее в структуре при наплавке. Такие особенности структуры сплава ВТ6св после полного отжига так же не обеспечили улучшения механических характеристик относительно исходных значений.

Проведение закалки с последующим старением не приводит к измельчению первичных β -зерен. При старении закаленного образца происходит распад мартенсита и метастабильной β -фазы с образованием неблагоприятной крупно-пластинчатой

структуры ($\alpha+\beta$), физико-механические свойства наплавленного материала оказались ниже уровня требования.

Определен оптимальный режим термической обработки сплава ВТ6св, полученного 3D-печатью плазменной наплавкой проволочного материала в технологической камере с контролируемой атмосферой инертного газа, – двухступенчатый отжиг, который обеспечивает требуемые физико-механические свойства получаемого металла.

Ключевые слова: титановые сплавы, аддитивные технологии, плазменная наплавка, макроструктура, микроструктура, механические свойства.

Abstract. The article is devoted to a topical problem related to the study of the main regularities of the formation of the structure and properties of the titanium alloy Ti-6Al-4V of the Ti-6Al-4V system in additive hybrid production technologies using plasma surfacing. The aim of this work is to study the effect of various types of heat treatment on the physical and mechanical properties of titanium alloy Ti-6Al-4V, obtained in the process of 3D printing. It has been established that the strength characteristics of Ti-6Al-4V alloy specimens obtained by plasma surfacing in a chamber with a controlled atmosphere exceed the strength level of materials obtained by traditional processing technologies, however, the plastic properties do not reach the specified level. These disadvantages can be eliminated by choosing the optimal heat treatment modes. The influence of the following types of heat treatment on the structure and properties of the Ti-6Al-4V deposited material was investigated:

1. Incomplete annealing $T = 600 + 50^{\circ}\text{C}$, time – 1...1.5 hour.
2. High-temperature full annealing $T = 800^{\circ}\text{C}$, time – 1 hour.
3. Strengthening heat treatment: hardening $T = 900 + 50^{\circ}\text{C}$, time – 1 hour, air cooling and subsequent aging $T = 500 + 50^{\circ}\text{C}$, time – 2...4 hours.

After incomplete annealing, coagulated particles of the phase are precipitated in the transition zone between the surfacing layers. The microstructure contains α' (") martensite needles and thin plates of the α -phase. This type of heat treatment only leads to a decrease in the level of residual stresses and the values of the strength characteristics do not improve relative to the initial values. Complete annealing at led to the partial decomposition of martensite α' (") and coagulation of the nonequilibrium α -phase, formed earlier in the structure during surfacing. Such structural features of the Ti-6Al-4V alloy after complete annealing also did not provide an improvement in the mechanical characteristics relative to the initial values. Quenching followed by aging does not lead to grinding of the primary β -grains. During aging of the quenched sample, the decomposition of martensite and metastable β -phase occurs with the formation of an unfavorable coarse-lamellar structure ($\alpha + \beta$), the physicomechanical properties of the deposited material turned out to be below the requirement level. The optimal mode of heat treatment of the Ti-6Al-4V alloy obtained by 3D printing by plasma cladding of wire material in a process chamber with a controlled atmosphere of an inert gas is determined - two-stage annealing, which provides the required physical and mechanical properties of the obtained metal.

Key words: titanium alloys, additive technologies, plasma surfacing, macrostructure, microstructure, mechanical properties.

Введение

Принцип формирования изделий послойным выращиванием, путем наплавки или спекания материала, позволяет получать детали сложной

формы из инструментальных, конструкционных сталей и других сплавов. Получение таких изделий обычными методами литья и механической обработкой сложно, трудоемко и ведет к большому расходу дорогостоящего материала, что особенно важно при производстве изделий из таких металлов, как титановые и никелевые сплавы [1, 19-20].

Зачастую для повышения качества конечных изделий целесообразно сочетание аддитивных процессов с традиционными операциями (например, проковкой, термообработкой или мехобработкой), такие технологии принято называть гибридными. Одновременное воздействие различных типов технологических операций усиливают действие каждого из них и позволяют получить качественно новую совокупность свойств материала.

Титановые сплавы являются одним из основных конструкционных материалов, применяемых в разных отраслях промышленности. Широкое их использование связано присущему титану и его сплавам комплексу свойств – высокая удельная прочность, коррозионная стойкость, хорошая жаропрочность при температурах эксплуатации до 500-600°C. Титан хорошо обрабатывается давлением в горячем состоянии и удовлетворительно в холодном. Он легко прокатывается, куется, штампуется. Титани его сплавы хорошо свариваются, обеспечивая высокую прочность и пластичность сварного соединения. Однако существенным недостатком титановых сплавов в технологиях сварки и наплавки являются некоторые структурные особенности, в частности, неблагоприятная дендритная структура, анизотропия, полосчатость вследствие транскристаллитной подстройки дендритных кластеров, и, как следствие, снижение механических свойств [2].

Анализ работ отечественных и зарубежных исследователей показывает, что повышение физико-механических свойств титановых сплавов может быть достигнуто термической и термомеханической обработкой, а также комбинированными методами обработки [2, 3].

В работе применялась одна из самых эффективных технологий аддитивного производства - плазменная наплавка. Использование плазменной наплавки обеспечивает ряд преимуществ, как с технологической, так и экономической точки зрения [4]. К ним можно отнести высокую производительность при получении изделий послойным синтезом, регулирование в широких пределах теплопередачи в основной и наплавляемый материал и, как следствие, управление глубиной и шириной проплавления, структурой, составом и свойствами формируемого материала.

Методика проведения исследований

Для получения опытных образцов (рис. 1) применялась сварочная проволока ВТ6св, химический состав и механические характеристики проволоки по ГОСТ 19807-91 приведены в таблице 1.



Рисунок 1 - Внешний вид стенки, полученной многослойной плазменной наплавкой в контролируемой атмосфере

Таблица 1 – Химический состав наплавочной проволоки ВТ6св по ГОСТ 19807-91

Химический состав, %									
Al	V	Si	Fe	C	N	O	H	Ti – основа	примеси
3,5 – 4,5	2,5 – 3,5	до 0,1	до 0,15	до 0,05	до 0,04	до 0,12	до 0,003	91,36 – 93,70	0,3
Механические свойства наплавленного металла									
Предел прочности, σ_B (МПа)					Относительное удлинение, δ (%)				
665-865					12				

Наплавочный материал – сплав ВТ6св, в основу которого положена характерная для большинства жаропрочных титановых сплавов тройная система Ti-6Al-4V, относится к двухфазным ($\alpha+\beta$)-сплавам. В соответствии с принципами жаропрочного легирования титановых сплавов, многокомпонентный сплав легирован α -стабилизаторами (Al), β -стабилизаторами (V, Fe,) и нейтральными упрочнителями (Zr, O, C, N), что обеспечивает эффективное сочетание дисперсионного и твердорастворного механизмов упрочнения.

Плазменная наплавка осуществлялась в камере с защитной атмосферой сварочным аппаратом EWM Tetrix 400 Plasma по заранее выбранному оптимальному режиму наплавки [21], представленному в таблице 2.

Таблица 2 – Параметры режима плазменной наплавки титанового сплава ВТ6св в технологической камере с контролируемой атмосферой

Полярность	I, А	U, В	$V_{пл}$, м/мин	$V_{нап}$, м/час	$Q_{пл}$, л/мин	$Q_{заш}$, л/мин	$Q_{под}$, л/мин
Прямая	197	17	3	18	3 (аргон)	8 (гелий)	5 (гелий)

В ранее проведенных работах [21] установлено, что характеристики прочности образцов сплава ВТ6св, полученных плазменной наплавкой в камере с контролируемой атмосферой превышают уровень прочности материалов, полученных традиционными технологиями обработки, однако пластические свойства не достигают заданного уровня. Данные недостатки возможно устранить, подобрав оптимальные режимы термической обработки.

Сплавы типа ВТ6св применяют в отожженном и термически упрочненном состояниях. Отжиг (без фазовых превращений, например, рекристаллизационный отжиг ниже температур $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения) проводят при 600...700°C с последующим охлаждением на воздухе. Однако в последнее время было доказано, что целесообразно повысить температуру отжига до 850...900°C (отжиг с фазовой перекристаллизацией в области выше $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения), что приведет к повышению вязкости разрушения и ударной вязкости при сохранении высоких пластических свойств из-за формирования смешанной структуры с большой долей пластинчатой составляющей.

Механизм упрочнения двухфазного титанового сплава ВТ6св при термической обработке примерно такой же, как и других металлических сплавов. После закалки из β -области образуются метастабильные фазы (α' , α'' и др.), которые при последующем старении ($T=500 \pm 50^\circ\text{C}$, 2...4 ч) распадаются с образованием сравнительно стабильных α - и β -фаз, количество и дисперсность которых определяют получаемую прочность. Дополнительное упрочнение обеих фаз обеспечивают нейтральные упрочнители (олово, цирконий) и контролируемое количество элементов, образующих твердые растворы внедрения (кислород). За счет корректировки режимов термической обработки у исходного наплавочного материала ВТ6св может быть обеспечен уровень прочности 900 МПа и выше при обеспечении заданных пластических характеристик.

В данной работе описывается исследование влияния следующих видов термической обработки на структуру и свойства наплавленного материала ВТ6св:

1. Неполный отжиг $T = 600 + 50^\circ\text{C}$, время выдержки – 1...1,5 ч.
 2. Высокотемпературный полный отжиг $T = 800^\circ\text{C}$, время выдержки – 1 ч.
 3. Упрочняющая термическая обработка: закалка $T = 900 + 50^\circ\text{C}$, время выдержки – 1 ч., охлаждение на воздухе и последующее старение $T = 500 + 50^\circ\text{C}$, время выдержки – 2...4 ч.
- Термическая обработка проводилась в вакуумной.

После проведения указанных видов термических обработок были изготовлены шлифы, вырезанные в поперечном направлении роста стенок, для изучения механических характеристик, макро- и микроструктуру.

Структурные исследования наплавленного материала, зон сплавления между слоями проводились с применением световой микроскопии (Neophot 32). Количественный металлографический анализ выполнен на автоматизированном программно-аппаратном комплексе анализа изображений и моделирования структур «Видеотест-металл» на базе металлографического микроскопа Альтами-587. Испытания микротвердости проводились на приборе ПМТ-3 при нагрузке 200 г с шагом 0,15 мм.

Результаты исследования влияния вида термической обработки на изменение структуры и свойств при плазменной наплавке

При исследовании структур наплавки, полученной на оптимальном режиме **без термической обработки** (рис. 2) можем наблюдать, что на снимках макроструктуры (рис. 2а) рост первичных β -зерен происходит не более чем через 2 слоя. Переход между слоями виден, но выражен не так четко.

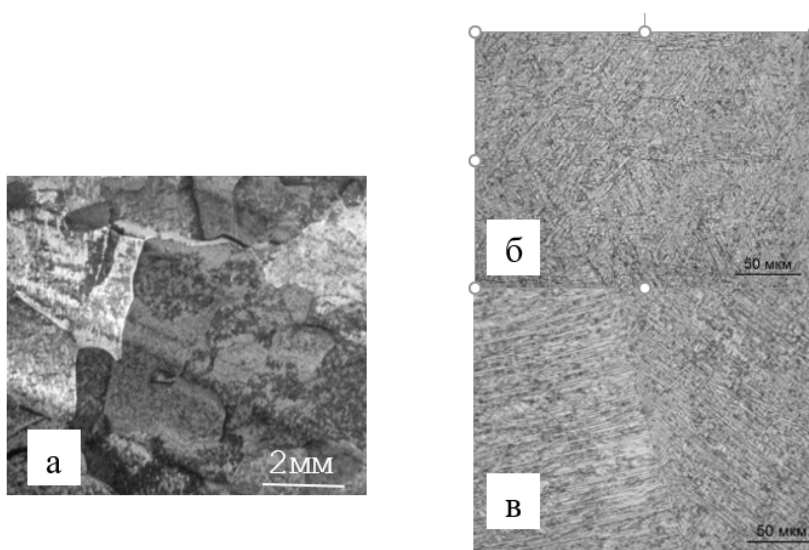


Рисунок 2 – Макроструктура (а) сплава ВТ6св, полученного аддитивной плазменной наплавкой в контролируемой атмосфере на оптимальном режиме без термической обработки (поперечное сечение); б – микроструктура наплавленного металла внутризеренная структура; в – граница между первичными β -зернами и между слоями наплавки – переходная зона

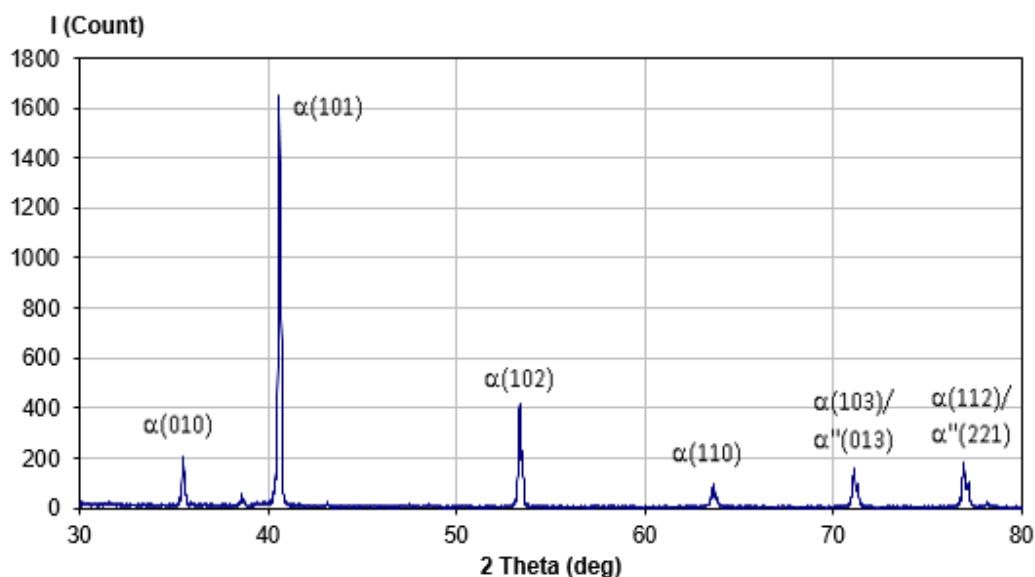


Рисунок 3 – Рентгенофазовый анализ микроструктуры наплавленного слоя ВТбсв, выполненного на оптимальном режиме без термической обработки

При исследовании микроструктуры в соответствии с рентгенофазовым анализом (рис. 3) в структуре присутствуют α -фаза и мартенсит α' (α''). В переходной зоне между слоями происходит частичная коагуляция α -фаза.

Учитывая, что мартенситная фаза α' имеет ту же г.п. решетку, что и α -фаза с близкими параметрами кристаллической решётки, рентгенографически α' и α -фазы практически не различимы. Фаза α' отличается лишь большим размытием интерференционных максимумов. Мартенситная α'' -фаза имеет орторомбическую кристаллическую решетку и её рентгенограммы отличаются от α -фазы расщеплением некоторых интерференционных линий [1, 16-18].

Исследование макро- и микроструктура наплавленного образцов после **неполного отжига**, который проводился при температуре 600°C, время выдержки 1...1,5 часа, представлены на рисунке 4.

После неполного отжига при температуре 600°C существенных изменений в структуре наплавленных слоев не наблюдается. На макрошлифах видны границы наплавленных слоев. В переходной зоне между слоями происходит выделения коагулированных частиц α -фаза. По границам первичных β -зерен толщина выделившихся пластинок α -фазы практически не меняется. В микроструктуре хорошо видны иглы мартенсита α' (α'') и тонкие пластинки α -фазы.

На рисунке 5 представлена макро- и микроструктура наплавленного металла после **полного отжига**, который проводился при температуре 800°C, время выдержки – 1 час.

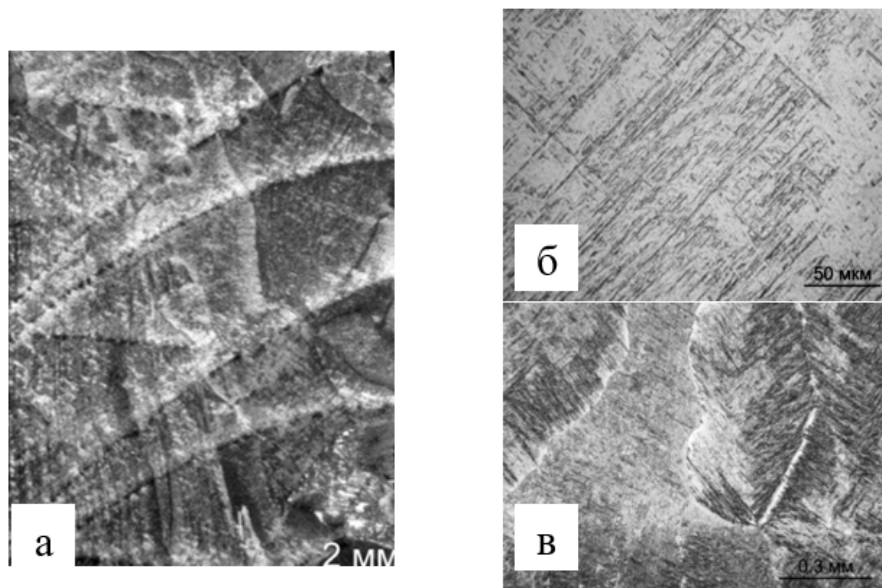


Рисунок 4 – Макроструктура (а) наплавки VT6sv, полученного аддитивной плазменной наплавкой в контролируемой атмосфере после неполного отжига и характерные участки микроструктуры (внутризеренная структура (б), граница между слоями наплавки и между первичными β -зернами (в))

Полный отжиг при температуре 800°C привел к частичному распаду мартенсита α' (α'') и коагуляции неравновесной α -фазы, образованных ранее в структуре при наплавке. На макрошлифах (рисунок 5) поперечного сечения практически не видны переходы между наплавленными слоями.

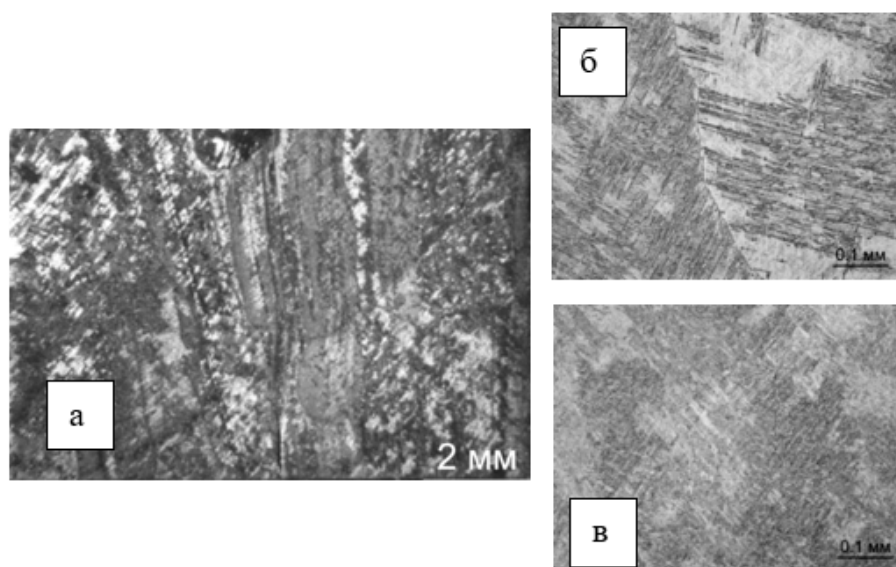


Рисунок 5 – Макроструктура наплавки VT6sv, полученного аддитивной плазменной наплавкой в контролируемой атмосфере с оптимизированным термическим циклом,

после полного отжига характерные участки микроструктуры (граница между первичными β -зернами (б), внутризеренная структура (в))

Распаду предшествовало перераспределение легирующих элементов. Распад привел к выделению α -фазы и обогащению $\alpha'(\alpha'')$ -мартенсита β -стабилизаторами: $\alpha'(\alpha'') \rightarrow \alpha'(\alpha'')_{\text{обогощ}} + \alpha$. В микроструктуре четкие границы между наплавленными слоями практически исчезают: произошла коагуляция α -фазы их частичной глобуляции. На границе между бывшим первичным β -зерном уменьшается толщина α -фазы. В микроструктуре видны измененные по форме иглы мартенсита $\alpha'(\alpha'')_{\text{обогощ}}$, наблюдается их дробления и увеличение толщины.

Исследования макро- и микроструктуры наплавленного слоя после **полной упрочняющей термической обработки**, которая заключалась в закалке с температуры $900+50^\circ\text{C}$, выдержки 1 ч и последующего старения при температуре $500+50^\circ\text{C}$ в течение 2...4 ч, представлены на рисунке 6.

Проведение закалки со старением не привело к измельчению первичных β -зерен, т.е. морфология макроструктуры наплавленного материала после такого режима термической обработки сохраняется. Скорее всего, это объясняется тем, что фазовый переход исходной фазы в мартенсит $\alpha'(\alpha'')$ при закалке и, далее, в фазы $(\alpha + \beta)$ при последующем старении происходил внутри первичных β -зерен.

При закалке с температур $900...950^\circ\text{C}$ фиксируется максимальное количество метастабильной β -фазы [7, 8, 13-15]. На макрошлифах переходы между наплавленными слоями не видны.

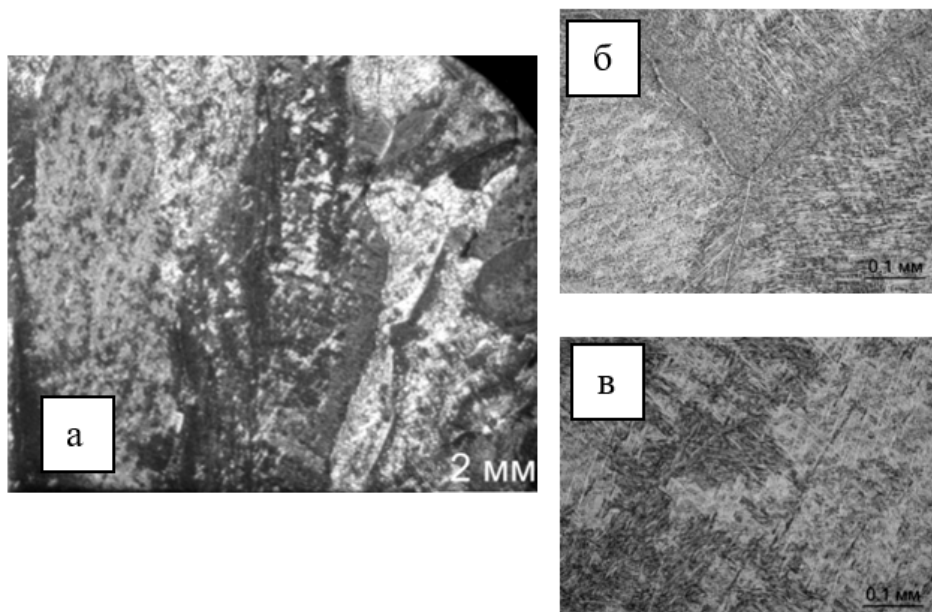


Рисунок 6 – Макроструктура наплавки VT6sv, полученного аддитивной плазменной наплавкой в контролируемой атмосфере с оптимизированным термическим циклом, после упрочняющей термической обработки характерные участки микроструктуры (граница между первичными β -зернами (б), внутризеренная структура (в))

Таким образом, при старении сплава после закалки произошел распад мартенсита и метастабильной β -фазы с образованием неблагоприятной крупно-пластинчатой структуры ($\alpha+\beta$). Рост пластин α -фазы начинается у границ β -фазы.

Двухступенчатый режим полного отжига, как показывает сварочная практика, позволяет в большей степени стабилизировать структуру и свойства наплавленного металла в случае сварки титановых сплавов [11-12].

Термообработка – двухступенчатый отжиг – проводился по режиму: температура нагрева – 850°C , выдержка – 2 часа, охлаждение до температуры $600-50^{\circ}\text{C}$, выдержка 30 мин, охлаждение с печью и представлена на рисунке 7 макро- и микроструктура наплавленного металла.

В макроструктуре образцов (рис. 7, а) переходы между наплавленными слоями невидны. В микроструктуре (рис. 7, б-г) четкие границы между наплавленными слоями практически исчезают, т.к. произошла коагуляция α -фазы их частичной глобуляции. На границе между бывшим первичным β -зерном уменьшается толщина α -фазы. Внутризеренное строение напоминает корзинчатое строение, длина

пластин α -фазы уменьшается, ширина увеличивается. Пластины приобрели, так называемый «ветвистый» вид, и делиться на цепочку отдельных α -частиц.

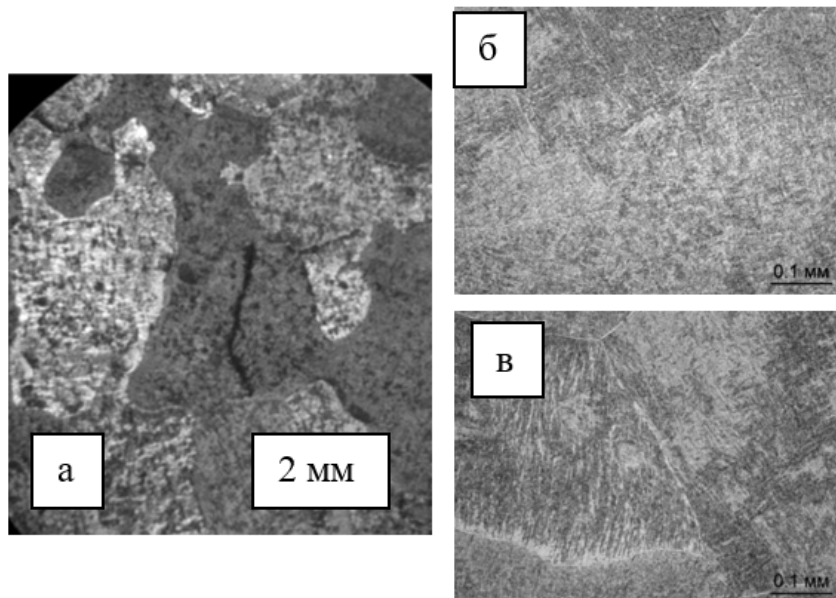


Рисунок 7 – Макроструктура наплавки VT6CB, полученного аддитивной плазменной наплавкой в контролируемой атмосфере с оптимизированным термическим циклом, после двухступенчатого отжига характерные участки микроструктуры (граница между первичными β -зернами (б), структура внутри слоев (в))

При первой ступени нагрева 800°C происходит распад $\alpha'(\alpha'')$ -мартенсита по схеме: 1) перераспределение легирующих элементов; 2) выделение α -фазы в результате чего $\alpha'(\alpha'')$ -мартенсит обогащается β -стабилизаторами: $\alpha'(\alpha'') \rightarrow \alpha'(\alpha'')_{\text{обогощ}} + \alpha$; 3) процесс завершается частичным выделением небольшого количества β -фазы из $\alpha'(\alpha'')_{\text{обогощ}}$ мартенсита.

На второй ступени отжига при 600°C происходит процесс упорядочения в мартенситной фазе $\alpha'(\alpha'')_{\text{обогощ}}$, приводящие к образованию когерентных эллипсоидных частиц α_2 -фаза с полностью упорядоченной структурой разделенные неоднородной α -фазой: $\alpha'(\alpha'')_{\text{обогощ}} \rightarrow \alpha + \alpha_2$.

Фаза α_2 основана на соединении Ti_3Al . Также данное упрочнение называют дисперсионным упрочнением α -фазы [1,2,7-10]. Итоговая структура $\alpha + \alpha_2 + \beta$ подтверждается рентгенофазовый анализ (рис. 8).

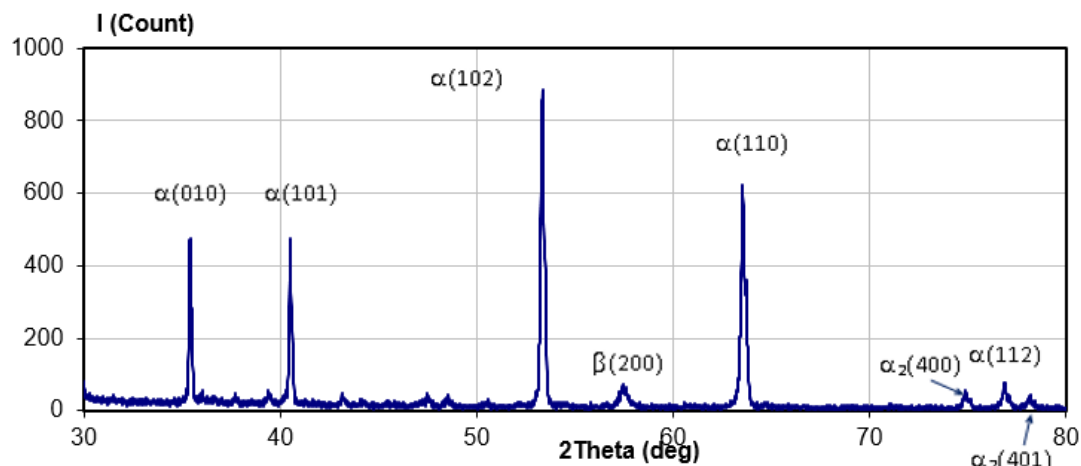


Рисунок 8 – Рентгенофазовый анализ микроструктуры наплавленного слоя ВТ6св, выполненного на двухступенчатом режиме полного отжига

При статистической обработке данных микротвердости наплавленных образцов до и после проведения термических обработок были получены расчетные значения микротвердости (табл. 3), на основе которых были построены гистограммы, представленные на рисунке 9.

Таблица 3 – Результаты расчетов микротвердости наплавленного материала (поперечное сечение), выполненные в MathCad

	Наплавка на оптимальном режиме без ТО	Наплавка после неполного отжига	Наплавка после высокотемпературного полного отжига	Наплавка после упрочняющей термической обработки	Наплавка после двухступенчатого отжига
	HV_{0,2}, кг/мм²				
Среднее значение	341,5	355	336,9	333	371,6
Минимальное значение	302	327	294	300	324
Максимальное значение	393	390	377	407	462
Средне-квадратичное отклонение	16,8	14,9	11,3	21,2	18,7

Статистический анализ показывает, что среднее значение микротвердости минимально для наплавленных образцов после высокотемпературного полного отжига и упрочняющей термической

обработки, средне квадратичное отклонение микротвердости уменьшается для образцов после высокотемпературного отжига.

Приведенные на рисунке 9 гистограммы показывают характер распределения значений микротвердости, что делает проведенные статические расчеты более наглядными. Видно, что у образцов после двухступенчатой термической обработки более высокая механическая однородность.

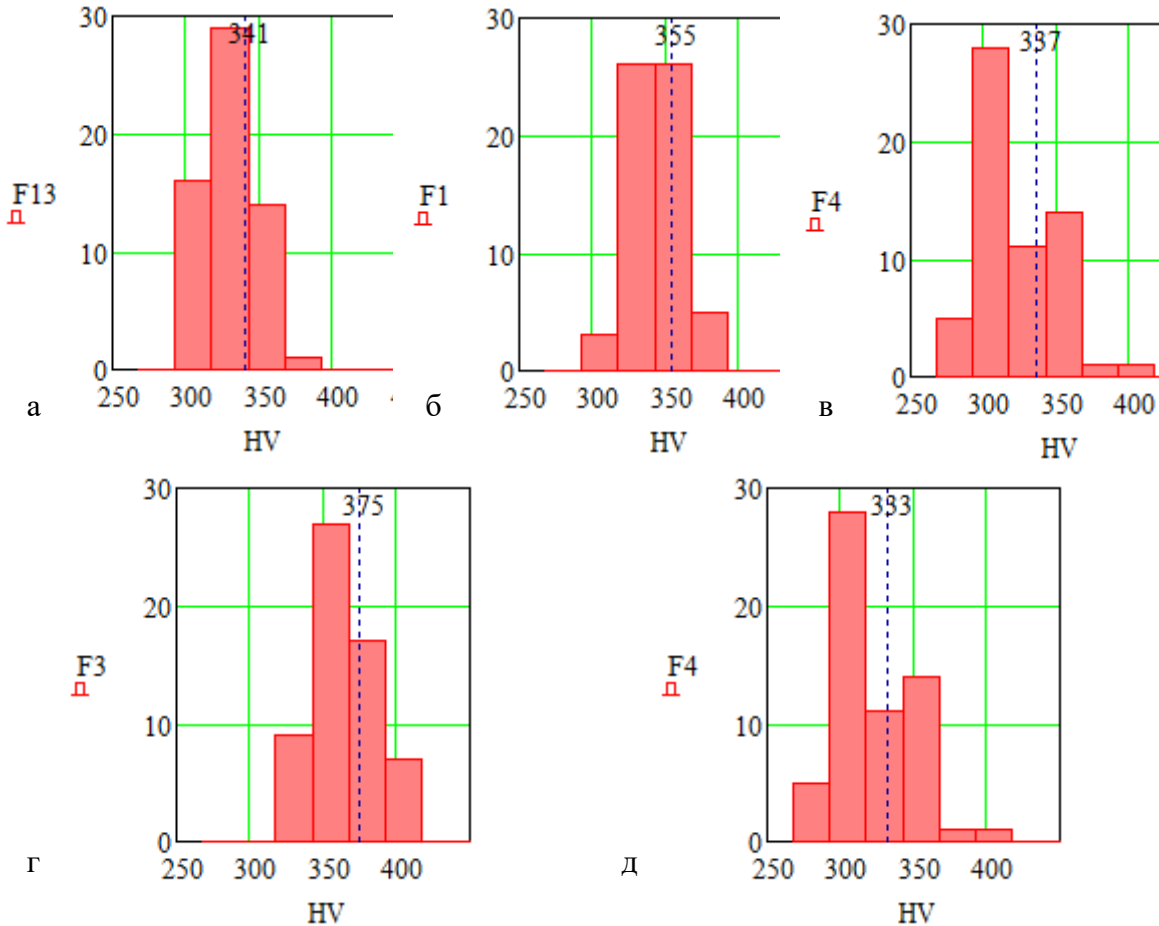


Рисунок 9 – Статистический анализ микротвердости, полученного аддитивной плазменной наплавкой в контролируемой атмосфере без термической обработки (а), с неполным отжигом (б), после высокотемпературного полного отжига (в), после упрочняющей термической обработки (г) и после двухступенчатого отжига (д)

Далее наплавленные образцы после различной термической обработки подвергли механическим испытаниям, данные представлены в таблице 4.

При сравнении механических свойств наплавленных образцов без термической обработки (табл. 1) и с термической обработкой можно сделать вывод, что отжиг обеспечивает сочетание довольно высокой

прочности и жаропрочности и хорошей пластичности [11,12]. При неполном отжиге исследования механических свойств наплавленного металла, данный режим термической обработки не обеспечивает повышения характеристик наплавленного металла, и по-видимому, приводит только к снижению остаточных напряжений. При измерении микротвердости наблюдаются перепады.

Таблица 4 – Результаты испытаний образцов

Виды термической обработки	σ_b МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	δ , %	ψ , %	KCU, кгс·м/см ²
Неполный отжиг T=600+50°C, время–1...1,5 ч	870±20	800±15	10±1	27±10	6,2±1,0
Высокотемпературный отжиг T=800°C, время–1 ч	840±20	770±15	8,2±1,4	28±6	6,9±0,7
Закалка T=900+50°C, время – 1 ч., охлаждение на воздухе + старение T=500+50°C, 2...4 ч	820±14	740±25	10±3	31±10	8±1
Двухступенчатый полный отжиг: I ступень T=850°C, время – 2 ч; II ступень T=600-50°C, время – 30 мин	900±20	800±20	10,5±1,2	33±5	5.0±0.5

Исследования механических свойств наплавленного металла после проведения полного отжига показали, что данный режим термической обработки не обеспечивает требуемые характеристики. Микротвердость ниже по сравнению с неполным отжигом.

Механические свойства наплавленного металла после проведения закалки со старением не обеспечивают требуемые значения. При очень хороших показателях ударной вязкости, удовлетворительных значениях пластических характеристик, металл, вместе с тем, демонстрирует не достаточные значения прочностных характеристик. У значений микротвердости также наблюдаются перепады и разброс.

Изотермическим отжигом может быть достигнута высокая прочность и жаропрочность в сочетании с хорошей пластичностью сплава.

Механические свойства наплавленного металла после проведения после двухступенчатого отжига обеспечивают требуемый уровень значений механических характеристик. При хороших показателях ударной вязкости получены одновременно высокие значения пластических и прочностных характеристик.

Заключение

1. После неполного отжига при температуре 600°C в переходной зоне между слоями наплавки титанового сплава ВТ6свпроисходит

выделения коагулированных частиц α -фаза. В микроструктуре присутствуют иглы мартенсита α' (α'') и тонкие пластинки α -фазы. Этот вид термической обработки приводит только к снижению уровня остаточных напряжений. Значения прочностных характеристик не улучшаются относительно исходных значений у наплавленного металла ($\sigma_b = 855 \dots 870$ МПа), пластичность и ударная вязкость остаются на достаточно высоком уровне ($\delta = 9,1 \dots 10,4\%$; $\psi = 22,8 \dots 35,4\%$; КСУ = $5,6 \dots 6,9$ кгс·м/см²).

2. Полный отжиг при температуре 800°C наплавленного титанового сплава ВТ6св привел к частичному распаду мартенсита α' (α'') и коагуляции неравновесной α -фазы, образованных ранее в структуре при наплавке. Такие особенности структуры сплава ВТ6св после полного отжига не обеспечили улучшения механических характеристик относительно исходных значений у наплавленного металла (предел прочности $\sigma_b = 830 \dots 850$ МПа при не высоких показателях пластичности).

3. Проведение закалки с последующим старением не приводит к измельчению первичных β -зерен. При старении закаленного образца происходит распад мартенсита и метастабильной β -фазы с образованием неблагоприятной крупно-пластинчатой структуры ($\alpha + \beta$). После старения в сплавах типа ВТ6св остается не более 10% β -фазы. Такие особенности структуры сплава ВТ6св после закалки и старения не обеспечивают требуемых механических свойств, термообработанный сплав имеет достаточно высокие пластические свойства $\delta = 9,1 \dots 12,3\%$; $\psi = 23,0 \dots 38,1\%$ и самый высокий уровень ударной вязкости КСУ = $7,3 \dots 8,5$ кгс·м/см². В то же время уровень значений предела прочности $\sigma_b = 820 \dots 830$ МПа оказывается ниже исходных значений наплавленного металла и уровня требований технического задания.

4. Двухступенчатый отжиг с изотермической остановкой: выдержка при температуре 850°C , медленное охлаждение с печью до $600 \dots 50^\circ\text{C}$, выдержка при этой температуре и последующее медленное охлаждение приводит к тому, что четкие границы между наплавленными слоями исчезают, происходит стабилизация структуры. Данный вид термической обработки обеспечивает уровень ударной вязкости КСУ = $5,0 \pm 0,5$ кгс·м/см² и пластичности $\delta = 10,5 \pm 1,2\%$; $\psi = 33 \pm 5\%$ при высокой прочности $\sigma_b = 900 \pm 20$ МПа.

5. Определен оптимальный режим термической обработки сплава ВТ6св, полученного 3D-печатью плазменной наплавкой проволочного материала в технологической камере с контролируемой атмосферой инертного газа, – двухступенчатый отжиг, который обеспечивает

требуемые Техническим заданием физико-механические свойства получаемого металла.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках проекта Российского научного фонда (РНФ) № 21-19-00715 «Управление микроструктурой, прочностью, остаточными напряжениями и искажениями геометрии при гибридном аддитивном производстве» (Соглашение № 21-19-00715 от 20.03 2021, з/н 6921)

Литература

1. Создание слоистых материалов на основе высоконикелевых сплавов с использованием плазменной дуги на токе обратной полярности / Неулыбин С.Д., Щицын Ю.Д., Белинин Д.С., Терентьев С.А., Ефимова А.А. // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение, - 2016, - т. 18, № 2.
2. Захаров М. В. Жаропрочные сплавы: учебное пособие для вузов / М.В. Захаров, А.М. Захаров. – Москва: Металлургия, 1972.
3. Guo Y.B., Caslaru R. Fabrication and characterization of micro dent arrays produced by laser shock peening on ti-taniumTi-6Al-4V surfaces. J. Mater. Process. Technol. 2011. Vol. 211. P. 729—736.
4. Бурнашов М.А., Степанова Е.Ю., Степанов Ю.С. Аддитивные и гибридные технологии в производстве инструмента и технологической оснастки: состояние, экономика, перспективы // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2017. № 8, ч.1 – 2. С. 141 – 146.
5. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Сварка плавлением титанового сплава VT18У. Труды ВИАМ. 2015. №5. С. 1-13.
6. Ночовная Н.А., Анташев В.Г., Ширяев А.А., Алексеев Е.Б. Исследование влияния режимов изотермического деформирования и термической обработки на структуру и механические свойства опытного жаропрочного Ti-сплава // Технология легких сплавов. 2012. №4. С. 92-98.
7. Колачёв Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б.А. Колачёв, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – Москва: Изд-во МИСиС, 2001.
8. Колачев Б.А. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б.А. Колачев, Р.М. Габидуллин, Ю.В. Пигузов. – Москва: Металлургия, 1992.
9. Полькин И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов. Москва: Металлургия, 1984. – 96 с.
10. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. Москва: ЭКОМЕТ, 2003. – 351 с.
11. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов// Е.А.Борисова, Г.А.Бочвар и др. М.: Металлургия, 1980.
12. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов // Б.А. Колчанов, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. М.: МИСИС, 2005.
13. Шоршоров М.Х., Мещеряков В.Н. Фазовые превращения и изменения свойств сплавов титана при сварке: атлас. Москва: Наука, 1973. – 157 с.
14. Макквиллэн М.К. Фазовые превращения в титане и его сплавах: пер. с англ. Москва: Металлургия, 1967. – 75 с.
15. Гордиенко Л.К., Шипко А.А. Структура и фазовые превращения в титановых сплавах при быстром нагреве. Минск: Наука и техника, 1983. – 335 с.
16. Соколов Ю.А., Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А. и др. Микроструктура и свойства сплава Ti - 6Al - 4V, полученного по технологии послойного электронно-лучевого синтеза // МиТОМ. 2015. № 6. С. 45-50.
17. Калиенко М.С., Ледер М.О., Волков А.В. и др. Исследование механических свойств и структуры листов из титановых сплавов VT8, VT18У и VT25У в термоупрочненном состоянии // Технология легких сплавов. 2017. № 4. С. 37-41.

18. Кондратьева О.В., Кондратьев С.Ю., Швецов О.В. Исследование режимов упрочняющей термической обработки титанового сплава VT23 // МиТОМ. 2018. № 11. С. 28-35.
19. Хорев А.И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития // Труды ВИАМ (электронный научн.-техн. журнал). 2013. № 2. С. 4 (URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 28.08.2021))
20. Ширяев А.А., Ночовная Н.А. Исследование структуры и химического состава слитков опытного высоколегированного титанового сплава // Труды ВИАМ (электронный научн.-техн. журнал). 2015. № 9. С. 6 (URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 28.08.2021)). (DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-9-6-6).
21. Акулова С.Н., Мышкина А.В., Варушкин С.В., Неулыбин С.Д., Кривоносова Е.А., Щицын Ю.Д., Ольшанская Т.В. О влиянии схем плазменной наплавки на формирование структуры и свойств титанового сплава // Вестник Пермского Национального Исследовательского Политехнического Университета. Машиностроение, Материаловедение. 2021. № 3 (Т. 23). С.75-83.

УДК 621.791.722

Исследование характеристик ионного тока насыщения в плазме над каналом проплавления при электронно-лучевой сварке¹

Слива Андрей Петрович, Харитонов Иван Андреевич, Гончаров Алексей Леонидович, Драгунов Виктор Карпович, Гуденко Александр Викторович, Терентьев Егор Валериевич

ФГБОУ ВО «Национальный исследовательский университет «Московский энергетический институт»

Адрес: 111250, Москва, ул. Красноказарменная, д.14,

e-mail: SlivaAP@mpei.ru тел: +7 (926) 5670532

Аннотация. Приведены результаты исследований энергетических спектров ионного тока насыщения зонда Ленгмюра в плазме, формирующейся над парогазовым каналом непосредственно в процессе электронно-лучевой сварки стали 09Г2С. Показано наличие характерных зон с пиками энергетического спектра в низкочастотной и высокочастотной областях. Установлено, что положение пика в высокочастотной области энергетического спектра не зависит от режимов сварки и положения зондов относительно парогазового канала. Низкочастотная часть энергетического спектра связана с плотностью потока пара из канала проплавления и чувствительна к режимам сварки. Применение осцилляции электронного луча позволяет воздействовать на потоки плазмы и гидродинамические процессы в канале проплавления.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, парогазовый канал, плазма, ионный ток насыщения, дискретное преобразование Фурье, энергетический спектр, осцилляция

Введение

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) — это сложный технологический процесс с большим количеством варьлируемых параметров, существенно влияющих как на геометрические параметры сварного шва – ширину и глубину проплавления, форму шва, так и на качество – наличие дефектов в сварном шва. Разработка методов управления режимом сварки по информации, получаемой из канала проплавления для получения требуемых параметров сварного шва непосредственно в процессе ЭЛС – актуальная и полностью не решенная задача.

¹ Исследование проведено в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания № FSWF-2020-0023.

Непременным условием формирования «кинжального» проплавления при лучевых способах сварки является переход значительной части расплавленного металла в газообразное состояние [1, 2]. Реакция отдачи паров, вытесняя расплавленный металл из зоны действия луча, открывает ему доступ вглубь обрабатываемого материала и создает условия для образования глубокого пародинамического канала [2, 3, 4]. Возникая на поверхности взаимодействия электронного луча с материалом, пары создают в канале проплавления статическое давление и динамический напор на стенку канала, а также вызывают реакцию отдачи, обуславливающую перенос металла из зоны плавления в зону кристаллизации и предохраняя канал от схлопывания [5, 6].

В настоящее время общепринята модель формирования парогазового канала при ЭЛС [4, 6-10], которая реализуется следующим образом. Электронный пучок взаимодействует с передней стенкой канала, возмущаемой выступами и впадинами гидродинамического происхождения (рис. 1). Интенсивность нагрева, испарения и переноса металла, зависит от распределения плотности мощности по сечению электронного пучка и угла встречи электронного пучка с передней стенкой, то есть наличием выступов и впадин на ее поверхности. Формируемые вследствие испарения жидкого металла с передней стенки потоки пара, именуемые динамическим напором, оттесняют ванну и неравномерно продавливают ее, способствуя образованию «паровых мешков». Наибольшая величина динамического напора, а следовательно, и наибольшее воздействие на жидкий металл сварочной ванны происходит напротив участков с максимальной концентрацией мощности. Если возмущения передней стенки временно исчезают, то «паровые мешки» захлопываются, не всегда заполняясь жидким металлом, и после его кристаллизации в швах могут оставаться крупные пустоты.

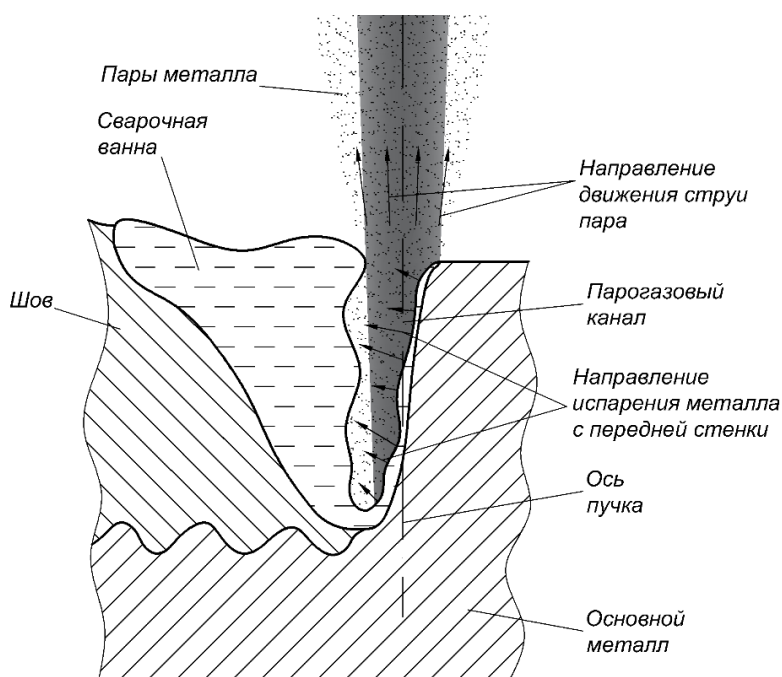


Рисунок 1 – Модель пародинамического канала

Периоды интенсивного испарения участков передней стенки чередуются с периодами отсутствия существенных возмущений и равномерного испарения материала. Этим механизмом обеспечивается саморегулирование канала и непрерывающийся доступ пучка к передней стенке канала по всей его высоте [4]. При этом, давление паров является определяющим фактором в переносе жидкой фазы с фронта плавления в сварочную ванну, его периодичность объясняет формирование дефектов типа корневой пилы и наличие чешуйчатости на поверхности швов [11, 12].

Очевидно, что периодичность интенсивного испарения передней стенки определяет нестабильность потока пара из парогазового канала и может быть зарегистрирована, например наблюдением за электромагнитным излучением над парогазовым каналом в различных спектральных диапазонах [13, 14, 15, 16]. В ряде работ исследуется возможность использования рентгеновского излучения [17, 18], вторичного тока в плазме, образующейся над зоной электронно-лучевой сварки для идентификации процессов в канале проплавления [13, 19, 20, 21, 22], и создания систем автоматического управления [23, 24].

Кроме того, при взаимодействии электронного пучка с обрабатываемой поверхностью формируется поток электронов различных энергий: упруго отраженные электроны, вторично отраженные электроны, и термоэлектроны. Взаимодействие паров металла с потоками электронов приводит к частичной ионизации паров и образованию низкотемпературной металлической мишенной плазмы в зоне обработки [20, 25, 26]. Под воздействием разницы давлений в зоне

обработки и, в частности, в канале проплавления и объеме вакуумной камеры, а также в соответствии с тепловыми скоростями нейтральных атомов и ионов и формой канала проплавления формируется интенсивный поток плазмы из канала проплавления в объем вакуумной камеры.

Для оценки процессов в канале проплавления при электронно-лучевой сварке, перспективно использовать изменение плотности плазменного факела и скорости плазменного потока из канала проплавления. Изменение скорости потока и плотности плазмы над каналом проплавления, прямо связано с интенсивностью испарения материала и происходит с частотой характерных процессов поглощения энергии пучка передней стенкой, рассеиванием и частичным поглощением парогазовой фазой и взаимосвязаны с гидродинамикой сварочной ванны – интенсивностью и частотой переноса жидкого металла с фронта плавления в сварочную ванну. Таким образом, плазменные потоки являются источником информации о динамическом состоянии парогазового канала, а исследование временных и пространственных характеристик потоков могут быть использованы для прогнозирования развития процессов в канале проплавления и управления формированием сварных соединений.

Основной целью данной работы являлось установление взаимосвязи параметров электронно-лучевой сварки с плотностью плазмы над каналом проплавления. Объектом исследования в нашей работе являлась низкотемпературная неравновесная плазма, образующаяся в результате действия электронного пучка высокой плотности мощности ($q_2 = 10^6 - 10^7$ Вт/см²) на обрабатываемый материал в процессе электронно-лучевой сварки с глубоким (кинжальным) проплавлением.

Методика исследований

Методика проведения экспериментов по регистрации ионных токов насыщения

Для исследования параметров плазмы при воздействии на мишень электронного пучка использовали зонд Ленгмюра [19, 20, 27, 28, 29]. Зондовый метод позволяет получить результаты с достаточной надежностью в случае разреженной среды, когда длина свободного пробега заряженных частиц оказывается больше характерных размеров зонда и возмущенной области плазмы вокруг него [30]. Именно такая ситуация возникает при воздействии мощных электронных пучков на металлические материалы [20, 26-29], в частности при электронно-лучевой сварке. С помощью зондов можно исследовать плазму в

следующем диапазоне параметров: давление $p \sim 10^{-3}-10^4$ Па, концентрация частиц $-n_e \sim 10^6-10^{14}$ см $^{-3}$ [30].

Форма зонда и его конструкция определяется исходя из экспериментальных условий, при которых он будет использоваться. В большинстве случаев размер зонда имеет порядок $10^{-1}-1$ см [20, 30, 31]. В данной работе для исследований использовался сферический зонд диаметром 1.5 ± 0.1 мм (рис. 2). Зонд помещался в изолятор из алюмосиликатной керамики внешним диаметром 2 мм и длиной 105-125 мм.

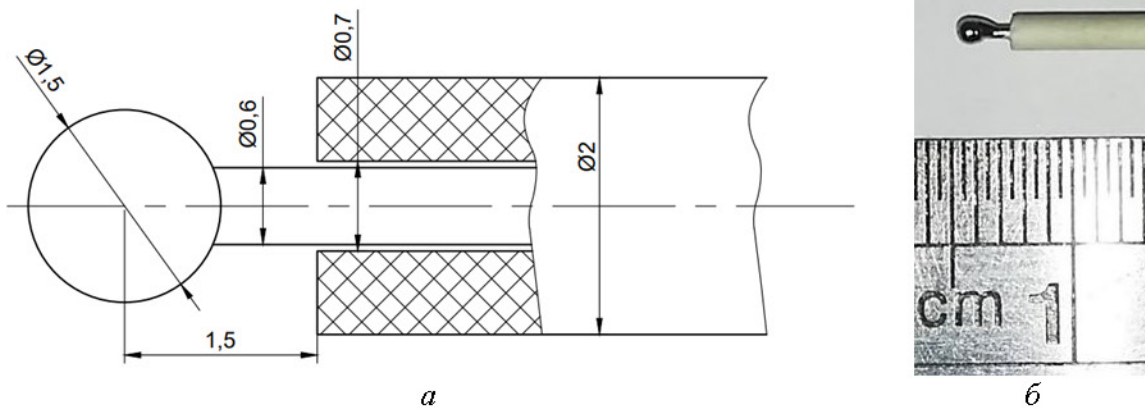


Рисунок 2 – Чертеж (а) и внешний вид зонда (б)

В связи со значительным градиентом давлений и разницы объемов канала и вакуумной камеры, плотность потока плазмы должна убывать пропорционально расстоянию от области воздействия электронного луча в канале проплавления [25]. В связи с этим, диагностика параметров формируемой плазмы должна проводиться в непосредственной близости от канала проплавления с учетом его характерных размеров – 10 мм.

Плотность ионов пропорциональна току насыщения i_s зонда Ленгмюра [23, 30, 32]:

$$n_i = \frac{i_s}{C \cdot S \cdot e \cdot \sqrt{\frac{2kT_e}{m_i}}} \quad (1)$$

где $C = 0,8$ для сферического зонда, S – площадь собирающей поверхности зонда, e – заряд электрона, k – постоянная Больцмана, T_e – электронная температура, m_i – масса иона. Таким образом, по изменению ионного тока насыщения можно судить о колебаниях плотности ионов в месте расположения зонда. На рисунке 3 представлена схема измерений ионного тока плазмы, возникающей при обработке материалов электронным лучом.

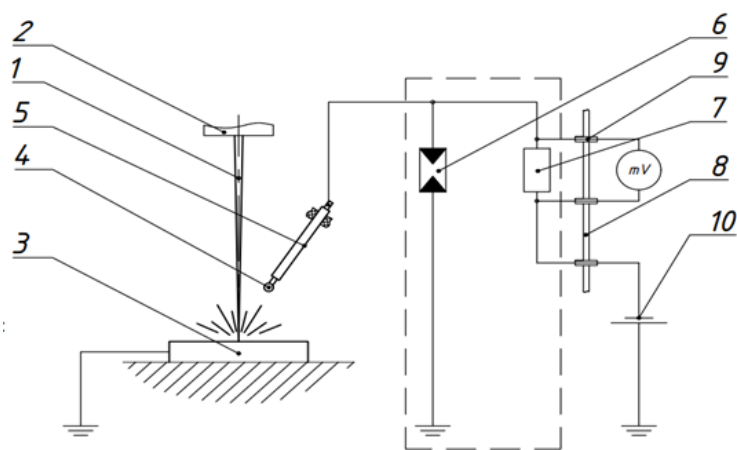


Рисунок 3 – Схема зондовых измерений ионного тока плазмы

1 – электронный луч; 2 – электронная пушка; 3 – обрабатываемое изделие (мишень); 4 – сферический зонд; 5 – изолятор зонда; 6 – газовый разрядник; 7 – шунт; 8 – стенка камеры; 9 – вакуумный ввод; 10 – стабилизированный источник питания

Для реализации такой схемы был разработан экспериментальный стенд, включающий электронно-лучевую установку, систему крепления зондов, систему сбора данных и стабилизированные источники питания для задания потенциала зондов. Зонд подключался к отрицательному потенциалу источника питания через шунт (рис. 3). Положительный потенциал источника питания был заземлен. Напряжение на зондах задавалось стабилизированным источником питания и во всех экспериментах составляло -100 В относительно заземленного образца (мишени). Ионный ток насыщения измеряли по падению напряжения на шунте. Для предотвращения выхода из строя источника питания системы сбора данных между зондом и «землей» устанавливался разрядник.

Система сбора данных включала рабочую станцию с четырьмя осциллографическими модулями АЦП LTR 210, блок согласования сигналов на основе нормализаторов с гальванической развязкой Dataforth 8B50-01. Система позволяла проводить запись измеряемых величин по четырем независимым каналам с частотой сбора до 10 МГц.

Измерение ионного тока проводили в процессе ЭЛС образцов из стали 09Г2С в виде пластин 40x50 мм и толщиной 25 мм. Сварку проводили на установке АЭЛТК-344-12 (ОАО «НИТИ «Прогресс», Россия) с ускоряющим напряжением 60 кВ. В таблице 1 указаны режимы ЭЛС. Для исследования влияния развертки электронного луча на характер плазменных потоков и интенсивность металлопереноса, на режимах 9-12 применялась осцилляция электронного луча вдоль направления сварки типа «пила» [33] с амплитудой 1,5 мм. Запись значений ионного тока насыщения зонда начинали за 4-5 с до начала сварки и заканчивали после выключения тока электронного луча. Таким образом получали зависимость ионного тока насыщения зонда над

парогазовым каналом от времени в процессе ЭЛС с частотой дискретизации 500 кГц.

Таблица 1 – Параметры режимов ЭЛС и результаты обработки спектров

№	Ток луча, I_r , МА	Ток фокусирующей линзы, I_f МА	Скорость сварки, V , мм/с	Частота осцилляции, f , Hz	Частота первого пика, $f_{п1}$, Гц			
					Зонд 1	Зонд 2	Зонд 3	Зонд 4
1	40	825	5	-	46,6	47,6	49	47,5
2			10	-	69,5	70,3	69,1	69,4
3			15	-	80,3	80,6	81	80,6
4			20	-	119*	119*	129*	119*
5		810	5	-	41,1	85,7	41,9	40,9
6		815		-	48,1	47,9	48,7	47,4
7		820		-	49,3	50,3	48,9	49,4
8		830		-	58,5	59,4	59,4	59
9	80	825	10	27	27	27	27	27
10				54	54	54	54	54
11				108	108	48*	48*	108
12				216	69	69	69	69

* - начало полосы частот

Для повышения достоверности получаемых данных и подтверждения того, что получаемые колебания ионного тока действительно порождаются процессами в канале проплавления в каждом эксперименте одновременно записывали данные с четырех зондов, установленных в разных точках над парогазовым каналом (рис. 4). Вершины зондов образуют тетраэдр со стороной 25 мм. Таким образом, что самый нижний зонд №4 располагается над образцом на расстоянии 10 мм, а самый верхний зонд №1 над образцом на расстоянии 35 мм. Зонд №2 расположен справа по направлению сварки, а зонд №3 – слева.

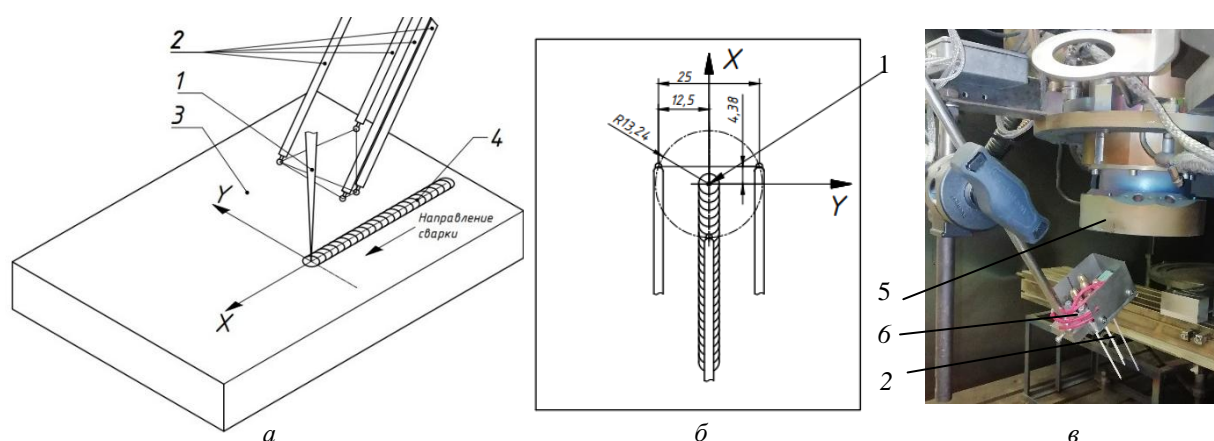


Рисунок 4 – Расположение зондов над каналом (а), вид сверху (б), установка зондов на электронной пушке (в)

1 – электронный пучок; 2 – зонды; 3 – мишень (образец); 4 – сварной шов, 5 – электронная пушка, 6 – система крепления зондов

3.2 Методика обработки сигналов ионных токов

Для оценки характерных частот колебаний анализировали энергетический спектр сигнала ионного тока для каждого из исследованных режимов ЭЛС. Для построения энергетического спектра обычно используется дискретное преобразование Фурье (ДПФ), однако для дискретных сигналов, ограниченных во времени вычисление спектральной плотности с использованием ДПФ равносильно применению оконного преобразования Фурье с прямоугольной оконной функцией. Ширина окна при этом равняется времени записи сигнала. При таком способе вычисления спектральной плотности наблюдается эффект растекания спектра [34]. Для устранения этого эффекта применяются различные весовые функции в оконном преобразовании Фурье:

$$F(t, f) = \int_{-\infty}^{+\infty} x(\tau)w(\tau - t)e^{-2\pi if} d\tau \quad (2)$$

Для настройки процедуры вычисления спектра ионного тока был определен параметр β весовой функции окна Кайзера:

$$w_k(n) = \frac{I_0\left(\beta\sqrt{1-\left(\frac{2n}{N-1}\right)^2}\right)}{I_0(\beta)}, \quad -\left(\frac{N-1}{2}\right) \leq n \leq \left(\frac{N-1}{2}\right), \quad (3)$$

где I_0 - функция Бесселя нулевого порядка, N - число отсчетов в окне, n - номер отсчета. Кроме того, определяли ширину окна по частоте f_r при которой происходит разрешение двух соседних пиков в сигнале. Для подбора параметров β и f_r были составлены модельные сигналы, состоящий из 3-х синусоид с заданными частотами f_j , располагающиеся на определенном расстоянии Δf друг от друга. Величина Δf определяет то разрешение по частоте, которое необходимо достичь при анализе экспериментальных сигналов ионного тока. Другими словами, она определяет на каком минимальном расстоянии должны находиться пики в спектре, чтобы их можно было идентифицировать как различные частоты. Анализ спектров модельных сигналов позволил определить параметры окна для обработки сигналов, полученных в эксперименте. Обработку экспериментальных сигналов проводили при значении $\beta = 6$ и $f_r = 5$ Гц.

Результаты и обсуждение

Типичные сигналы, записанные в ходе отдельного эксперимента представлены на рисунке 5.

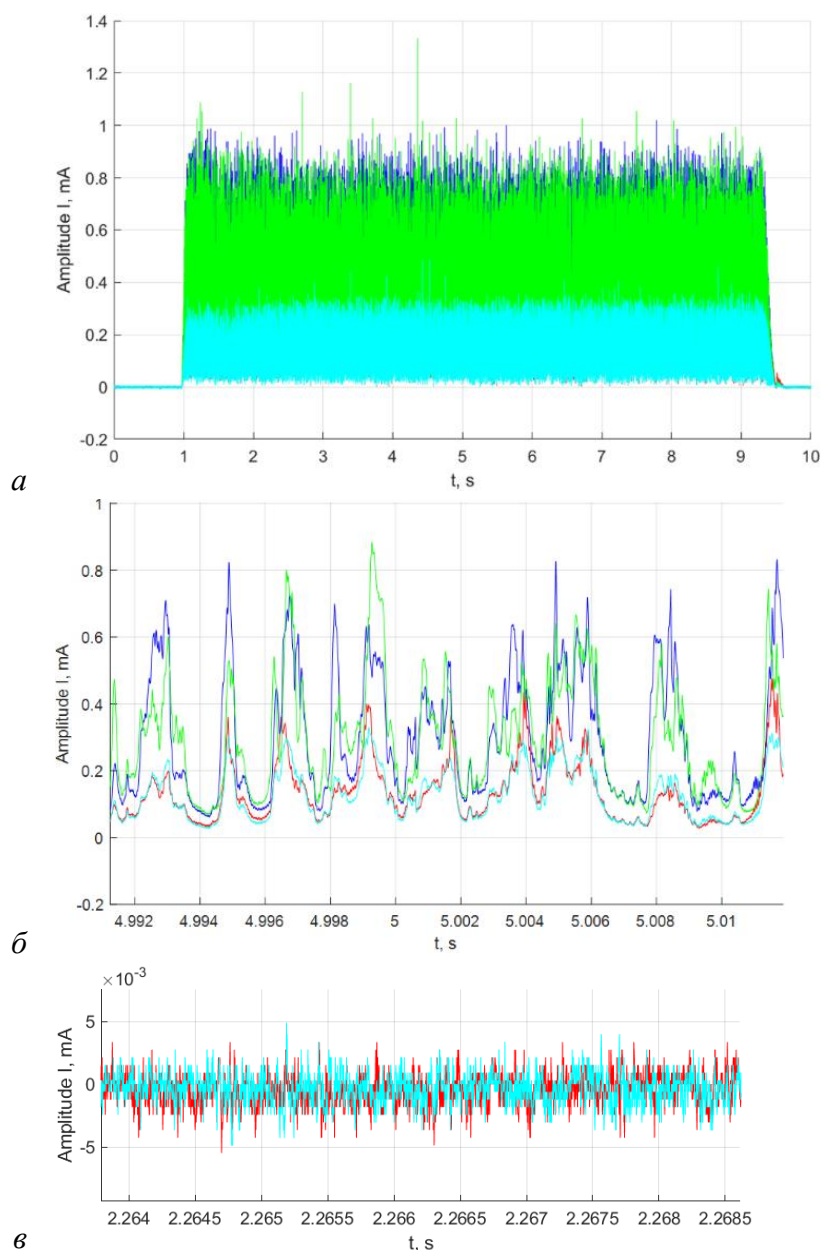


Рисунок 5 – Типичные сигналы ионного тока, записанные с 4-х зондов в эксперименте №6: *а* – на всем интервале записи; *б* – ЭЛС в локальном интервале, *в* – шумовой сигнал, зонд №1 – красный, №2 – зеленый, №3 – синий, №4 – голубой

Амплитуда регистрируемого шума на два порядка и более ниже амплитуды общего сигнала. Гистограмма распределения амплитуды шума близка к нормальной, а автокорреляционные функции шума близки к дельта-функции, что позволяет заключить, что в шумовой составляющей сигнала подавляющая часть приходится на белый шум. Значение показателя SNR, который определяет отношение мощности полезного сигнала к мощности шума для подавляющего большинства сигналов находилось в пределах 45-55 dB. Спектр шума практически не содержит детерминированной составляющей и является сплошным.

Таким образом, наличие шума в экспериментальном сигнале не приводит к искажению спектра.

В энергетическом спектре сигнала ионного тока (рис. 6), во всех экспериментах наблюдается пик на частоте около 16 кГц (*IH*) вместе с подъемом фонового уровня спектральной плотности в диапазоне частот 13-20 кГц, а также менее яркий пик на кратной частоте в районе 32 кГц (*IIIH*).

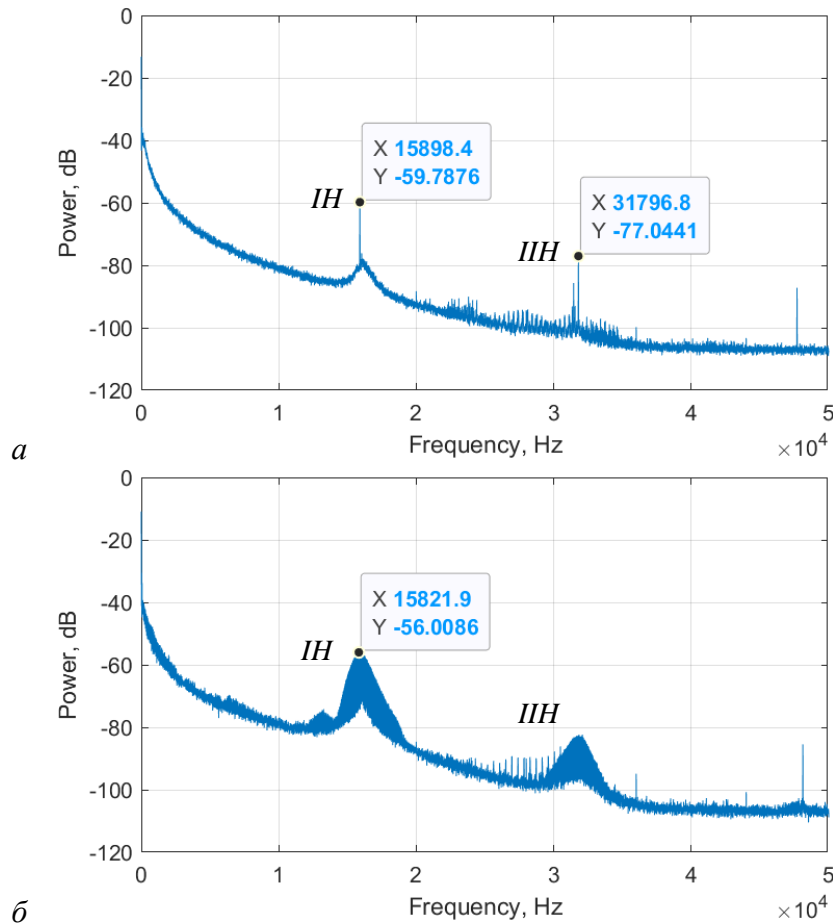


Рисунок 6 – Характерный энергетический спектр сигнала ионного тока в частотном диапазоне 0-50 кГц для режима №1 (а) и режима №9 с осцилляцией луча (б)

Отсутствие такого пика спектральной плотности в шумовом сигнале и присутствие его во всех спектрах полезного сигнала говорит о том, что возбуждение колебаний в области частот около 16 кГц происходит вследствие процессов, происходящих в канале проплавления и сварочной ванне. Период таких процессов при этом будет составлять время порядка $6,25 \times 10^{-5}$ с, что хорошо коррелирует с характерным временем энергонакопления перед взрывным вскипанием металла на поверхности парогазового канала [35] и интенсивным испарением [36]. Отмечено, что для всех исследованных режимов ЭЛС частота пика *IH* находится в довольно узком диапазоне 15894...16040 Гц, и не зависит от расположения зондов.

Для режимов ЭЛС (режимов 9 – 12), при которых использовалась осцилляция электронного пучка, в спектре присутствуют пики спектральной плотности на частотах, кратных частотам осцилляции, причем в некоторых случаях пик *IN* и *IIH* теряется на фоне пиков, вызванных осцилляцией (рис. 6 б).

Для более наглядного представления спектра в низкочастотной области – до 500 Гц удобнее представить в размерных единицах, а не в дВ. Спектры сигналов ионного тока насыщения с разных зондов в рамках одного эксперимента имеют аналогичный характер (рис. 7), что говорит о том, что они являются следствием одного и того же процесса, связанного с взаимодействием пучка с металлом, поглощением и преобразованием энергии.

Для режимов 1-8, которые выполнялись без развертки пучка частоты колебаний находятся в диапазоне 40-200 Гц (таблица 2), причем в некоторых случаях довольно трудно определить конкретную частоту, т.к. имеется целая группа пиков, например, спектры режимов 3 и 4 (рис. 8). Тем не менее, можно выделить характерную первую низкую частоту (пик *IL*), или полосу частот, что хорошо согласуется с представлениями о характере процессов переноса жидкого металла при ЭЛС [11, 12].

Низкочастотная часть спектра существенно отличается для разных режимов сварки. На рисунке 8 представлены спектры режимов 1–4 по порядку увеличения скорости сварки. При скорости 5, 10 и 15 мм/с четко выделяется первый пик *IL*, при скорости 20 мм/с – полоса частот от 120 до 200 Гц. В таблице 2 приведены значения первых пиков частот, при наличии полосы частот – приводится частота начала полосы. С ростом скорости сварки происходит увеличение частоты первого пика (рис. 9 а).

Таким образом, наличие детерминированной составляющей частотного спектра ионного тока насыщения при низких скоростях сварки подтверждает существование доминирующей частоты пульсации потока плазмы из канала проплавления. Вследствие того, что перенос металла с фронта плавления в сварочную ванну определяются давлением паров в канале, то частота его пульсации будет коррелировать с частотой металлопереноса. Увеличение доминирующей частоты и ее растекание в полосу (рис. 8, 9 а) с ростом скорости сварки говорит о том, что процесс металлопереноса становится более хаотичным.

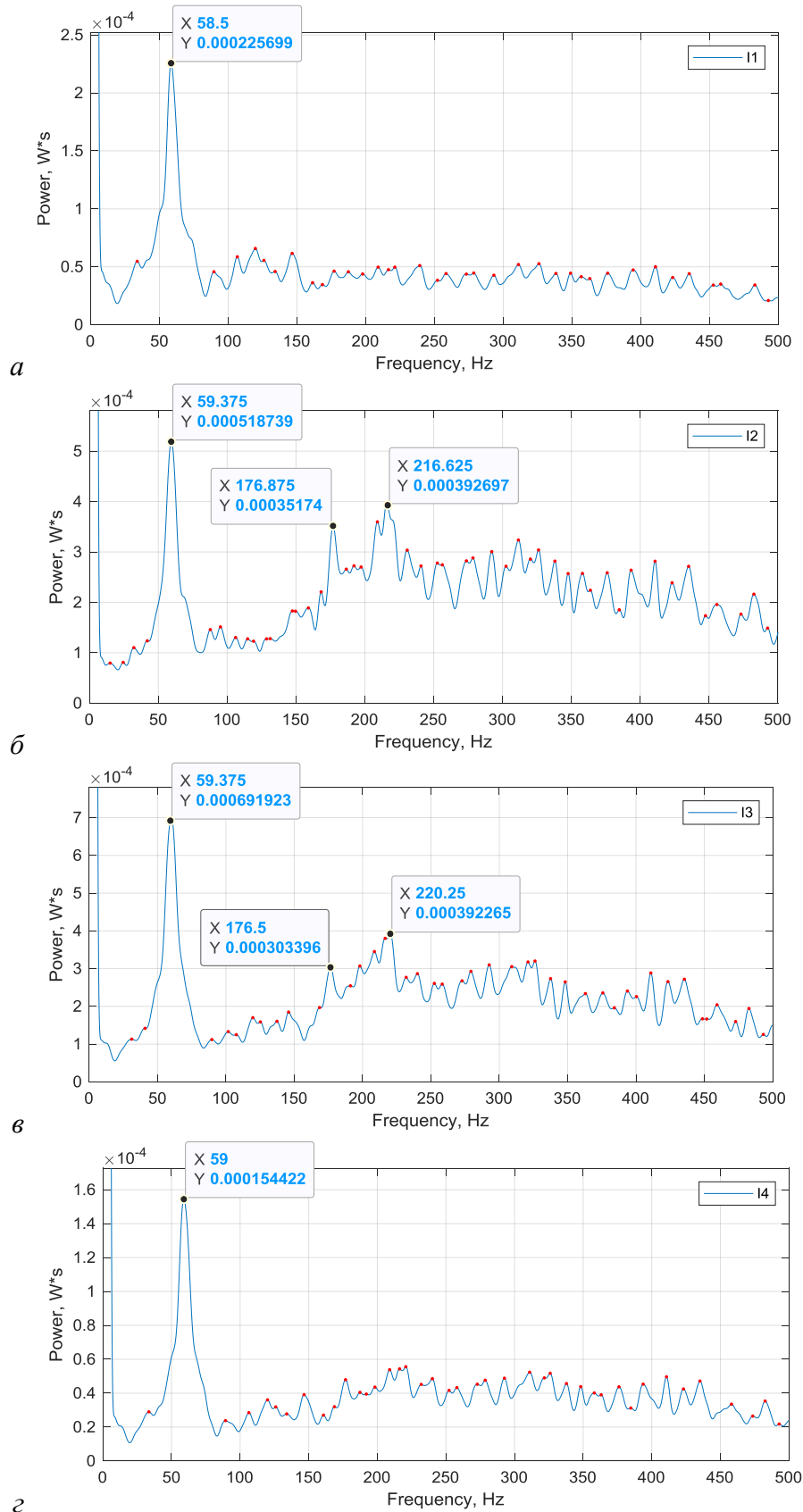


Рисунок 7 – Характерный энергетический спектр сигнала ионного тока в частотном диапазоне 0-500 Гц для режима №8, зонды №1 (а), №2 (б), №3 (в), №4 (г)

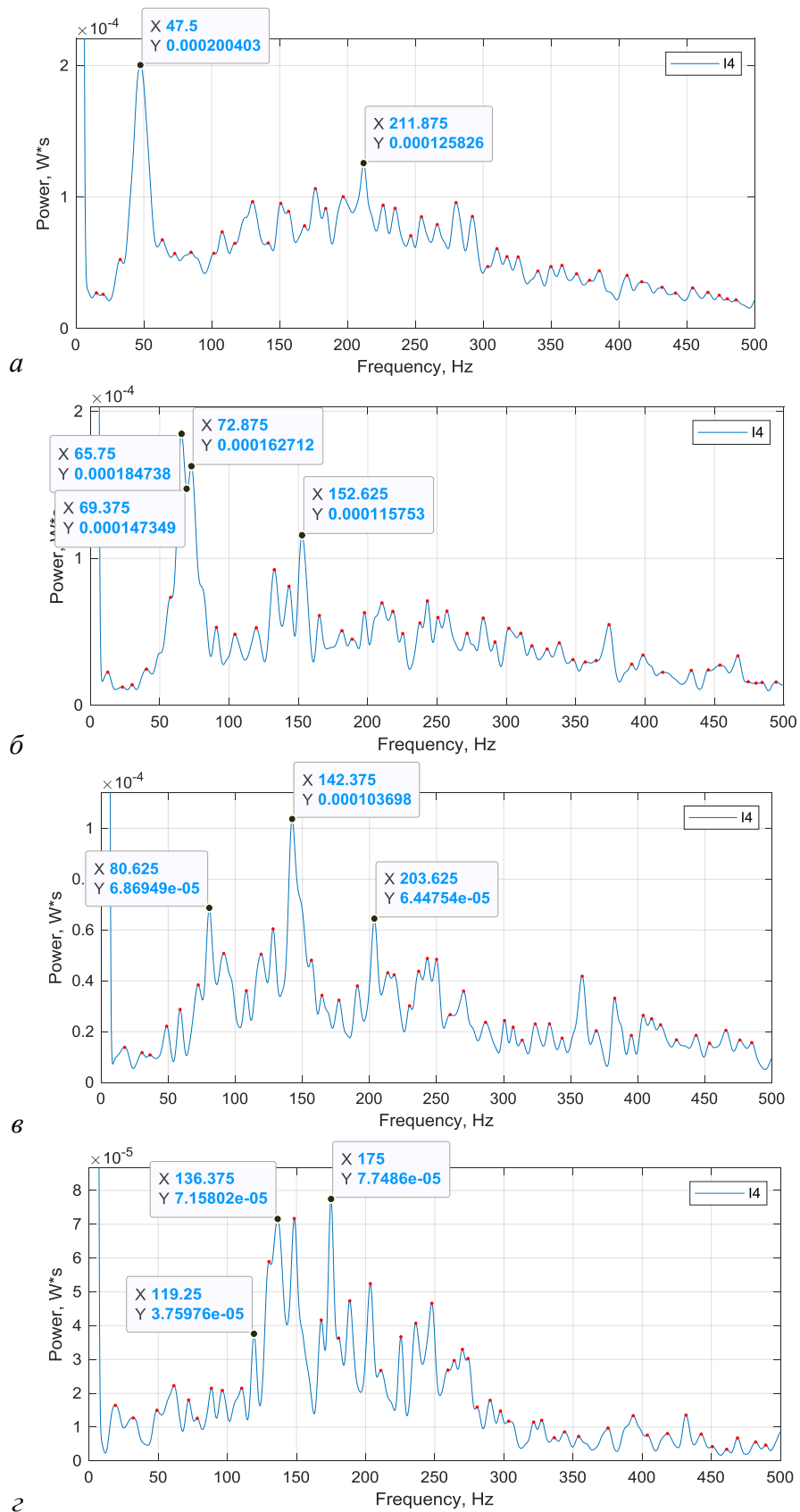


Рисунок 8 – Энергетический спектр сигнала ионного тока в частотном диапазоне 0-500 Гц для зонда №4 на разных скоростях сварки: а - 5 мм/с (режим №1), б - 10 мм/с (режим №2), в - 15 мм/с (режим №3), г - 20 мм/с (режим №4).

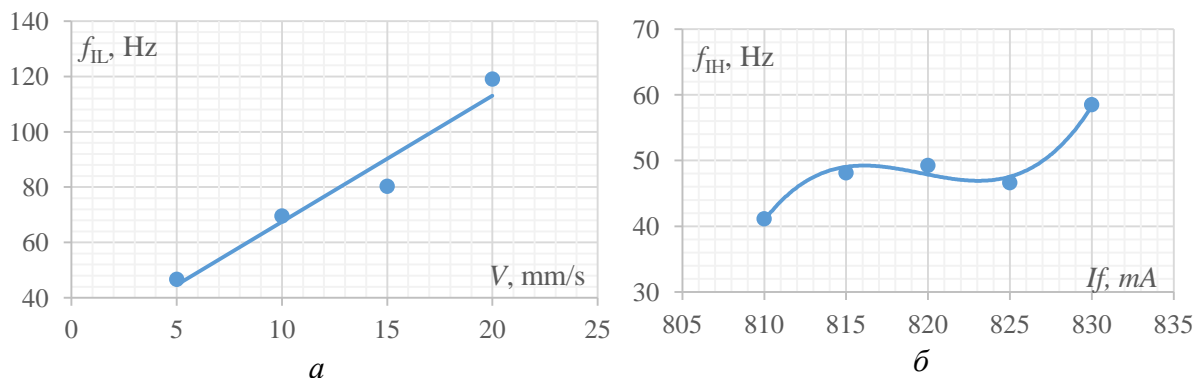
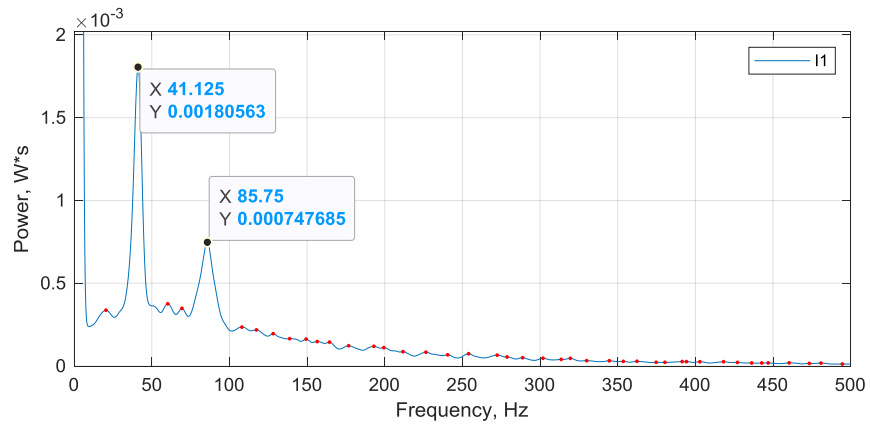


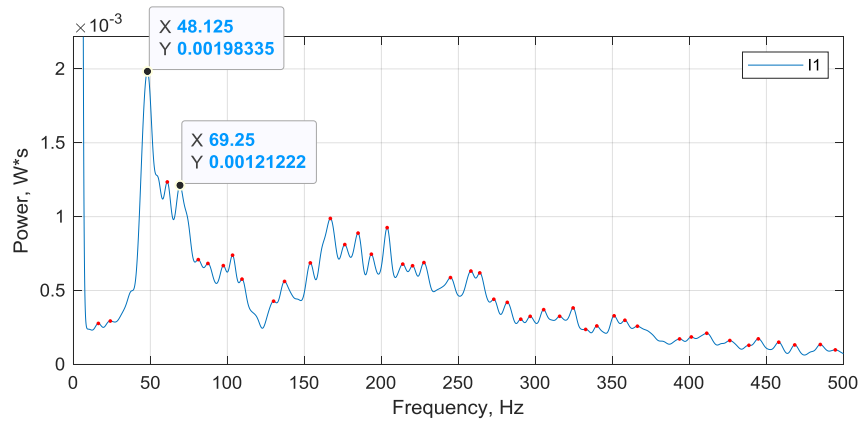
Рисунок 9 – Зависимость первого пика частот f_{1L} от скорости сварки V (а) и от тока фокусирующей линзы (б).

С увеличением тока фокусирующей магнитной линзы от значений 810 до 830 мА (положение фокальной плоскости ближе к поверхности) наблюдается рост частоты первого пика $1L$ (рис. 9 б, 10). При этом в диапазоне 815-825 мА частота практически постоянна – около 48 Гц (рис. 9 б). Таким образом, частота первого пика откликается на изменение положения фокальной плоскости, однако для установления конкретных тенденций надо исследовать более широкий диапазон положения фокальной плоскости.

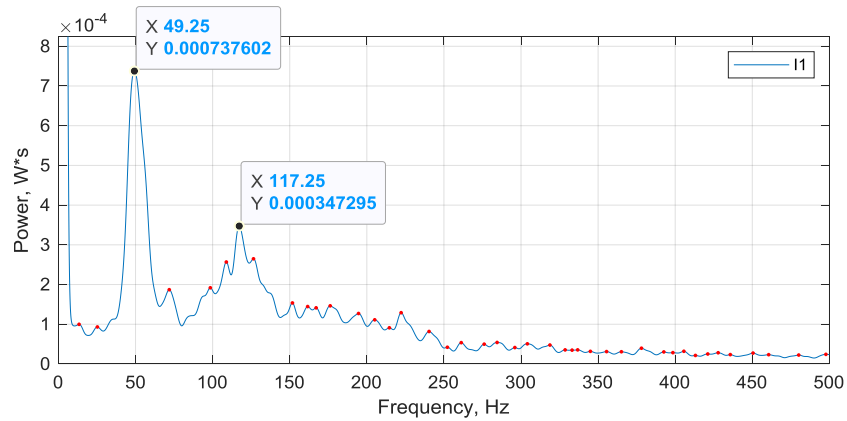
При сварке с пилообразной разверткой луча с частотой 27 Гц на спектре видны вынужденные колебания ионного тока с частотой развертки и кратные ей пики более высокого порядка (рис. 11 а). При частоте развертки 54 Гц появляются пики колебаний между яркими пиками вынужденных разверткой колебаний (рис. 11 б). При частоте развертки 108 и 216 Гц до первого пика развертки появляются низкочастотные пики, характерные для режимов без развертки.



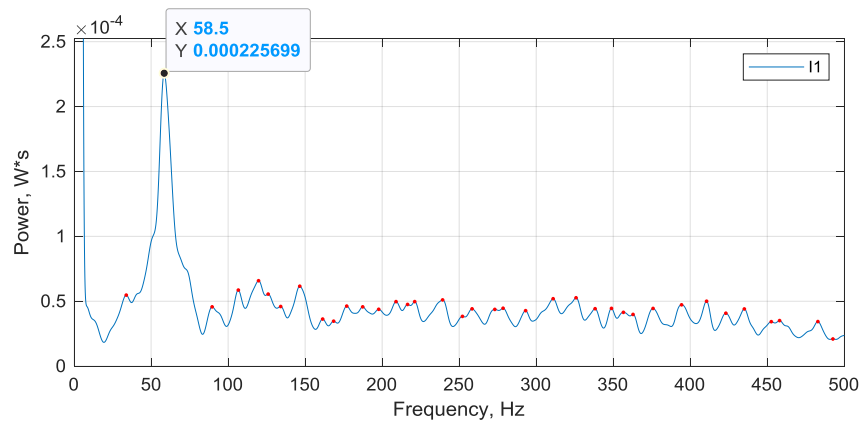
a



б



в



г

Рисунок 10 – Энергетический спектр сигналов ионного тока насыщения в частотном диапазоне 0-500 Гц для зонда №1 при разных токах фокусировки: a - 810 мА (режим №5), b - 815 мА (№6), c - 820 мА (№7), d - 830 мА (№8).

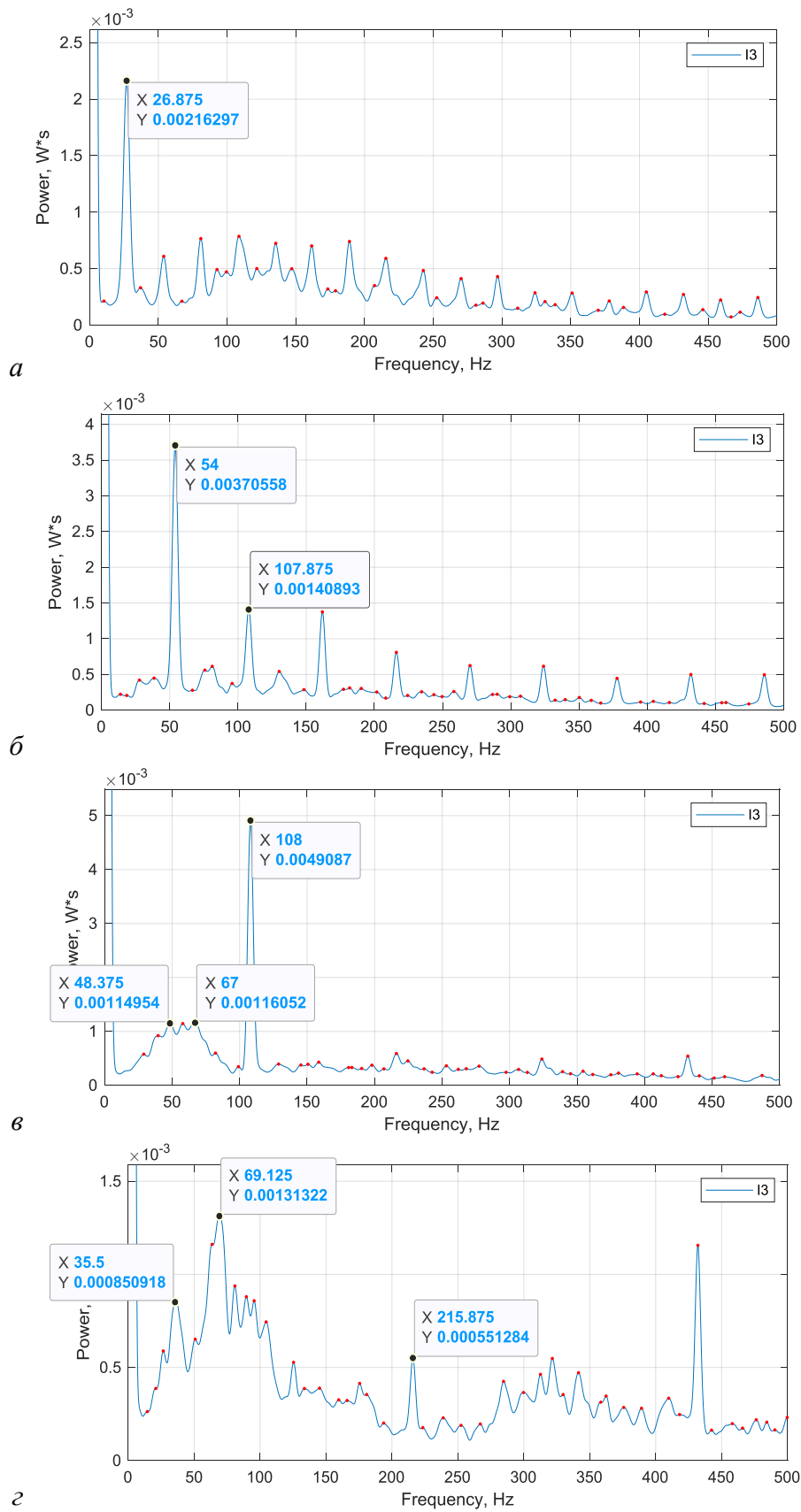


Рисунок 11 – Энергетические спектры сигналов ионного тока насыщения для зонда №3 при разных частотах развертки: а – 27 Гц (режим №9), б – 54 Гц (№10), в – 108 Гц (№11), г – 216 Гц (№12)

Такой характер изменения спектров с увеличением частоты развертки говорит о том, что при частоте 27 Гц собственные колебания ванны полностью подавляются и гидродинамические процессы происходят на частоте развертки. По мере увеличения частоты развертки влияние ее на перенос металла уменьшается и при частоте более 216 Гц, практически отсутствует. В целом, на режимах сварки с разверткой пучка с частотой 108 и 216 Гц частота первого низкочастотного пика I_L явно не выявляется, а выявляется группа пиков в диапазоне частот, что может указывает на хаотический процесс переноса в полосе частот 40...70 Гц и 35...100 Гц соответственно.

Выводы

В энергетическом спектре сигнала ионного тока насыщения при ЭЛС стали 09Г2С выделяются две характерные зоны: высокочастотная в области 16 кГц и низкочастотная в полосе 40-200 Гц. Период колебаний в высокочастотной области не зависит от режима сварки и численно коррелирует с временем энергонакопления перед взрывным вскипанием металла на поверхности парогазового канала.

В низкочастотная область энергетического спектра существует доминирующая частота пульсации потока плазмы из канала проплавления. Эта частота зависит от скорости сварки и положения фокальной плоскости по глубине канала. Увеличение скорости сварки приводит к увеличению частоты и ширины пика что говорит о росте хаотичности металлопереноса.

Внешнее воздействие на сварочную ванну в виде пилообразной развертки электронного пучка оказывает влияние на пульсации потока плазмы и частоту гидродинамических процессов. Так, при низкой частоте развертки 27 Гц такое воздействие максимально для исследованных режимов, а при частоте 108 Гц и выше влияния развертки не наблюдается. Это подтверждает возможность управления переносом металла в процессе ЭЛС с помощью специальных разверток электронного луча.

Литература

1. Ольшанский Н.А. К особенностям электронного нагрева при сварке //Автоматическая сварка. 1962. №5 С.18–24.
2. Локшин В.Е. Некоторые данные об образовании шва при электроннолучевой сварке / Локшин В.Е., Пузрин Л.Г. //ДАН СССР. 1963. №4. С. 810–811.
3. Ольшанский Н.А. Современное состояние электроннолучевой сварки в СССР /Ольшанский Н.А., Назаренко О.К. //В сб.: Электронно и ионно-лучевая технология. – М.: Машгиз. 1968.
4. Патон Б.Е. Динамические модели каналов проплавления при электронно-лучевой сварке / Патон Б.Е., Лесков Г.И., Нестеренков В.М. // Автоматическая сварка. 1988. № 1. С. 1-6.
5. Назаренко О.К. Электронно-лучевая сварка / Назаренко О.К., Кайдалов А.А., Ковбасенко С.Н., и др.; под ред. Б.Е. Патона. – Киев: Наук. Думка, 1987.–256 с.

6. Назаренко О.К. Электронно-лучевая сварка /Назаренко О.К., Истомин Е.И., Локшин В.Е. //М.: Машиностроение, 1966. 128 с
7. Schwarz H. Mechanism of high-power-density electron beam penetration in metal // J. Appl. Physics. 1964. 35, № 7. P. 2020-2029.
8. Tong H. Radiographs of the electron beam cavity / Tong H., Giedt W.H. // Rev. Sci. Instruments. 1969. 40, № 10. P. 1283-1285.
9. Tong H. A dynamic interpretation of electron beam welding / Tong H., Giedt W.H. // Weld. J. 1970. 49, № 6. P. 259-266.
10. Mara G.L. A study of the penetration mechanism of electron beam welding and the spiking phenomenon. // Weld. J. 53 (1974) 246.
11. P S Wei. Scaling of spiking and humping in keyhole welding / P S Wei, K C Chuang, T DebRoy, J S Ku // J. Phys. D: Appl. Phys. 44 (2011) 245501
12. P. S. Wei. Mechanisms of Spiking and Humping in Keyhole Welding / P. S. Wei, K. C. Chuang, J. S. Ku, and T. DebRoy // IEEE TRANSACTIONS ON COMPONENTS, PACKAGING AND MANUFACTURING TECHNOLOGY, VOL. 2, NO. 3, MARCH 2012 p. 383 - 394
13. Ланкин Ю.Н. Экспериментальное исследование эмиссии заряженных частиц и теплового излучения как параметров автоматического регулирования процесса электронно-лучевой сварки / Ю.Н. Ланкин. – Киев: ИЭС им. Патона АН УССР, 1982. – 32 с.
14. A.F.H. Kaplan. Analysis of the keyhole and weld pool dynamics by imaging evaluation and photodiode monitoring / A.F.H. Kaplan, P. Norman, I. Eriksson. // Proceedings of LAMP2009 – the 5th International Congress on Laser Advanced Materials Processing. 2009. P. 1-6.
15. T. Sibillano. Plasma Plume Oscillations Monitoring during Laser Welding of Stainless Steel by Discrete Wavelet Transform Application / Sibillano, T.; Ancona, A.; Rizzi, D.; Lupo, V.; Tricarico, L.; Lugarà, P.M. // Sensors 2010, 10, 3549-3561.
16. Teng W. Study of dynamic features of surface plasma in high-power disk laser welding / W. Teng [et al.] // Plasma Science and Technology. – 2012. – Vol. 14, – № 3. – Pp. 245-251.
17. Браверман В.Я. Автоматическое позиционирование электронного луча по стыку с анализом достоверности информации / Браверман В.Я., Богданов В.В., Оборин Л.А. // В сборнике: Электронно-лучевая сварка и смежные технологии. Материалы Третьей международной конференции. Под редакцией В. К.Драгунова. 2020. С. 428-432.
18. Варушкин С.В. Особенности сигнала тормозного рентгеновского излучения при электронно-лучевой сварке с осцилляцией электронного луча / Варушкин С.В., Трушников Д.Н., Беленький В.Я., Пермяков Г.Л. // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2016. Т. 18. № 3. С. 93-106.
19. D.B. Zolotukhin. On the influence of electron-beam metal evaporation on parameters of beam plasma in medium vacuum / D.B. Zolotukhin, V.A. Vurdovitsin, E.M. Oks, A.V. Tyunkov, Yu.G. Yushkov. // 2019 Phys. Plasmas 26, 053512
20. Gasper, P.J. Electron-Beam Atomic Spectroscopy for *In Situ* Measurements of Melt Composition for Refractory Metals: Analysis of Fundamental Physics and Plasma Models. / Gasper, P.J., Apelian, D. // *Metall Mater Trans B* **46**, 719–732 (2015)
21. D.N. Trushnikov. Investigation of the formation of the secondary current signal in plasma in electron beam welding with oscillations of the electron beam / D.N. Trushnikov, V.Ya. Belen'kii // *Welding International*, 27:11, 877-880
22. Trushnikov DN. Current-driven ion-acoustic and potential-relaxation instabilities excited in plasma plume during electron beam welding / Trushnikov DN, Mladenov GM, Belenkiy VY, Koleva EG, Varushkin SV. // *AIP Adv* 2014;4(4)
23. Dmitriy Trushnikov. Plasma Charge Current for Controlling and Monitoring Electron Beam Welding with Beam Oscillation / Dmitriy Trushnikov, Vladimir Belenkiy, Valeriy Shchavlev, Anatoliy Piskunov, Aleksandr Abdullin and Georgy Mladenov // *Sensors* 2012, 12(12), 17433-17445
24. Katarzyna Olszewska. Control of the electron beam active zone position in electron beam welding processes / Katarzyna Olszewska, Kazimierz Friedel // *Vacuum*, Volume 74, Issue 1, 2004, Pages 29-43
25. Krinberg I.A. Formation and expansion of the plasma column under electron beam-metal interaction / I.A. Krinberg, G. Mladenov // *Vacuum*. – 2005. – Vol. 77. – № 4. – Pp. 407-411.
26. W. An. Characterization of high-current electron beam interaction with metal targets/ W. An, Ya. E. Krasik, R. Fetzer, B. Bazylev, G. Mueller, A. Weisenburger, and V. Bernshtam // *Journal of Applied Physics* 110, 093304 (2011)
27. B. Dikshit. Evolution of a Two-Temperature Plasma Expanding With Metal Vapor Generated by Electron-Beam Heating / B. Dikshit, G. R. Zende, M. S. Bhatia, and B. M. Suri // *IEEE TRANSACTIONS ON PLASMA SCIENCE*, VOL. 37, NO. 7, JULY 2009

28. R. Nishio. Origins of charged particles in vapor generated by electron-beam evaporation / R. Nishio, K. Tuchida, M. Tooma, and K. Suzuki // *J. Appl. Phys.*, 1992, vol. 72 (10), pp. 4548-55.
29. R. Nishio. Propagation Behavior of Uranium Plasma from Electron Beam Metal Evaporanion / R. Nishio and K. Suzuki // *J. Nucl. Sci. Technol.*, 1994, vol. 31 (6), pp. 572-581.
30. Райзер Ю.П. Физика газового разряда. Научное издание/ 3-е изд. Перераб. И доп. – Долгопрудный: Издательский дом «Интеллект», 2009 -736. С.
31. В. И. Демидов. Зондовые методы исследования низкотемпературной плазмы / В. И. Демидов, Н. Б. Колоколов, А. А. Кудрявцев. - М. : Энергоатомиздат, 1996. – 237
32. Козлов О.В. Электрический зонд в плазме. М., Атомиздат, 1969
33. Sliva AP. EBW of aluminium alloys with application of electron beam oscillation./ Sliva AP, Dragunov VK, Terentyev EV, Goncharov AL // *Journal of Physics: Conference Series*, 2018, 1089(1), 012005
34. Andria, G. Windows and interpolation algorithms to improve electrical measurement accuracy. / Andria, G., Savino, M., & Trotta, A. // *IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement*, 38(4), 856-863.
35. Рыкалин Н.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. Справочник / Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. // Москва, "Машиностроение", 1985 г., 496 с.
36. Vladimir Engelko. Formation of plasma and ion flux on a target, irradiated by an intense electron beam / *Journal of Applied Physics* 98, 013303 (2005)

Раздел III. Аддитивные технологии и их применение

Химико-термическая обработка деталей, полученных с применением аддитивных технологий

Чудина О.В.¹, Зорин В.А.², Брежнев А.А.³, Педюкова Т.В.,⁴ Петров Д.Г.⁵

- ¹ **Чудина Ольга Викторовна** Московский автомобильно-дорожный государственный университет (МАДИ), кафедра ТКМ, Москва, Россия
- ² **Зорин Владимир Александрович** Московский автомобильно-дорожный государственный университет (МАДИ), кафедра ПРАДМ, Москва, Россия
- ³ **Брежнев Андрей Александрович** Московский автомобильно-дорожный государственный университет (МАДИ), кафедра ТКМ, Москва, Россия
- ⁴ **Педюкова Татьяна Вячеславовна** Московский автомобильно-дорожный государственный университет (МАДИ), магистрант, Москва, Россия
- ⁵ **Петров Данила Григорьевич** Московский автомобильно-дорожный государственный университет (МАДИ), магистрант, Москва, Россия

Аннотация. Проведены исследования материала шестерни полуоси переднего моста, изготовленной в условиях промышленного производства методом селективного лазерного плавления из порошка с химическим составом: Fe – основа; 0,12% С; 0,8% Si; 0,84% Mn; 17,8% Cr; 10,85% Ni; 0,62% Ti; 0,013% S; 0,03% P. Готовая деталь подвергалась азотированию при температуре 570°C в течение 6 часов в атмосфере азота. Металлографическими и дюрOMETрическими исследованиями установлено, что после азотирования аустенитного сплава, полученного селективным лазерным плавлением, формируется слабо развитая нитридная зона ϵ -фазы толщиной около 10 мкм и диффузионный подслои толщиной более 300 мкм, что в 2 раза больше по сравнению с азотированными аналогичными сплавами, полученными традиционным способом. Увеличение скорости диффузии вглубь металла объясняется образованием специфической для селективного лазерного плавления структурой, имеющей ячеистое строение, в котором границы ячеек представляют собой дислокационные построения с высокой плотностью дислокаций до 10^{12}см^{-2} , способствующие ускоренному проникновению азота вглубь металла, но препятствующие его диффузии в объем кристалла и образованию упрочняющих фаз нитридов легирующих элементов. Поэтому микротвердость азотированного слоя невысокая 3500 МПа. Регулировать строение синтезированного материала и получение в диффузионном слое наиболее эффективных упрочняющих фаз можно путем подбора оптимальных технологических решений процессов лазерного сплавления порошков и последующей химико-термической обработки.

Ключевые слова: аддитивное производство, селективное лазерное плавление, химико-термическая обработка, азотирование, структура, микротвердость.

Abstract. Research has been carried out on the material of a gear made in an industrial production by the method of selective laser melting from a powder with a chemical

composition: Fe – base; 0,12% C; 0,8% Si; 0,84% Mn; 17,8% Cr; 10,85% Ni; 0,62% Ti; 0,013% S; 0,03% P. The gear was subjected to nitriding at a temperature of 570 ° C for 6 hours in a nitrogen atmosphere. Metallographic and durometric studies have established that after nitriding an austenitic alloy obtained by selective laser melting, a weakly developed nitride zone of the ϵ -phase with a thickness of about 10 μm and a diffusion sublayer with a thickness of more than 300 μm are formed, which is 2 times larger in comparison with nitrided similar alloys obtained by traditional way. Increase of the diffusion rate into the interior of the metal is explained by the formation of a specific structure for selective laser melting, which has a cellular structure with a high density of dislocations up to 10^{12}cm^{-2} , facilitating the accelerated penetration of nitrogen into the interior of the metal, but preventing its diffusion inside the grain and the formation of nitrides of alloying elements. Therefore, the microhardness of the nitrided layer is low, 3500 MPa. It is possible to regulate the structure of the synthesized material and obtain the most effective strengthening phases in the diffusion layer by optimal technological solutions for the processes of laser alloying of powders and subsequent chemical-thermal treatment.

Keywords: additive manufacturing, selective laser melting, chemical heat treatment, nitriding, structure, microhardness.

Введение

Начиная со второй половины XX века во всех высокоразвитых странах для изготовления деталей различного назначения активно развивается аддитивное производство, суть которого заключается в послойном компактировании порошка материала по заранее подготовленной 3D модели детали. Такой метод является альтернативой традиционным механическим методам обработки материалов, таким как точение, фрезерование и т.п.

В настоящее время аддитивные технологии применяются достаточно широко как для мелкосерийного, так и крупносерийного промышленного производства. Детали сколь угодно сложной формы с высокой точностью (до $\pm 0,05$ мм) и хорошим качеством поверхности в течение нескольких часов создаются по заданной программе и не требуют дополнительной механической обработки [1].

Конкурентоспособность лазерных аддитивных технологий основана на низкой себестоимости изготовления деталей, имеющих усложненную геометрию. Коэффициент использования материала заготовки (порошка) близок к показателям 94...96%, и остаток порошка направляется на изготовление следующего изделия. Лазерные аддитивные технологии подразделяются на два метода изготовления изделий [2]:

1. SLM (Selective Laser Melting) – технологический процесс селективного лазерного плавления (СЛП) металлических порошков основан на создании определенной поверхности, на которой формируется выборочно отвердевающий слой. Этот метод является наиболее распространенным методом 3D-печати металлами. Детали,

изготовленные этим методом, по своему качеству превосходят традиционное производство, однако существуют ограничения в скорости построения и размерах «выращиваемых» деталей.

2. LMD (Laser Metal Deposition) – процесс основан на прямой подаче материала в виде порошка или проволоки в форму. Изделия, полученные LMD-технологией, имеют ограничения по сложности геометрии и меньшую точность, чем при SLM-технологии.

В процессе лазерного плавления порошка происходят сложные взаимосвязанные процессы и явления. Это поглощение и рассеяние лазерного излучения частицами порошка, теплопередача, массоперенос внутри ванны расплава, фазовые переходы и превращения, испарение и выброс материала, а также различные химические реакции [3].

Качество готового изделия, его механические и эксплуатационные свойства определяются технологическими параметрами процесса, такими как мощность лазерного излучения, скорость сканирования, шаг перемещения лазерного луча, стратегия сканирования (направление и последовательность перемещения лазерного луча), толщина слоя порошка, а также физико-химическими и гранулометрическими свойствами порошка. Сложность и многофакторность взаимодействующих процессов требует проведения дальнейших научных исследований, направленных на установление закономерностей формирования структуры в процессе изготовления детали лазерным сплавлением.

Цель работы – разработка 3D модели и изготовление шестерни методом селективного лазерного плавления, а также исследование структуры и свойств синтезированного материала после отжига в атмосфере азота.

Материалы и методика проведения эксперимента

Для изготовления 3D модели шестерни полуоси переднего моста ВАЗ-2123 использовалась отечественная система трехмерного проектирования КОМПАС 3D V19. Для конструирования модели и формирования «поддержки» при помощи программы моделирования деталь размещали под углом $\geq 45^\circ$ (рис. 1). Автоматически выставленную «поддержку» редактировали, затем размещали на платформе и загружали в принтер. Работа выполнялась на 3D-принтере марки «Concept laser m2». Загруженная в программе модель отображалась на экране в виде набора поперечных сечений (рис. 1 б).

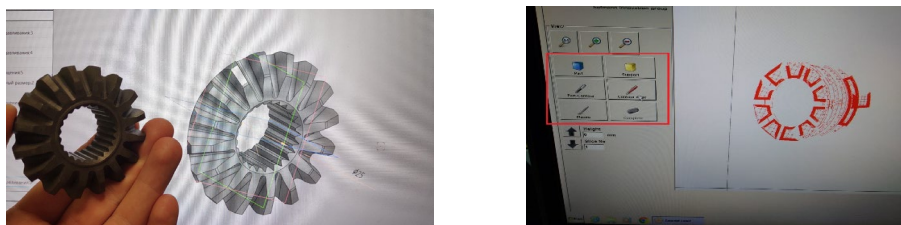


Рисунок 1 – Подготовка принтера к печати: конструирование модели шестерни и подготовка набора поперечных сечений

В качестве материала для изготовления шестерни методом селективного лазерного плавления использовали порошок сплава, аналогичного применяемому при стандартном производстве. В соответствии с сертификатом качества химический состав порошка: Fe – основа; 0,12%С; 0,8 %Si; 0,84 %Mn; 17,8 %Cr; 10,85 %Ni; 0,62 % Ti; 0,013 %S; 0,03%P. Влажность – 0,004; текучесть – 22,8 с; насыпная плотность – 4,6. Порошок получали методом газовой атомизации, частицы порошка имели форму равноосных кристаллов диаметром ~ 40...50 мкм.

Металлографические исследования структуры синтезированного материала проводили на микровизоре «m vizio 221» при увеличении от x100 до x500. Для травления микрошлифов использовали реагент Келлера. ДюрOMETрические исследования проводили на микротвердомере ПМТ-3.

Результаты исследования и их обсуждение

Анализ научных публикаций показывает несомненный интерес к аддитивным технологиям селективного лазерного плавления, в том числе для изготовления деталей из коррозионноустойчивых сталей аустенитного класса. В работе [3] показано, что в аустенитном сплаве (Fe – основа, 0,02% С, 17% Cr, 12% Ni, 2% Mo, 1% Mn, 0,7% Si), полученном селективным лазерным плавлением, формируется однофазная структура легированного аустенита с микротвердостью 2550 МПа, что в 1,5 раза выше по сравнению со сплавами аналогичного состава, полученными традиционным способом. Она термически устойчива и сохраняет свою твердость до температуры 800°C. Позднее те же авторы в работе [4] показали, что структура такого сплава имеет ячеистое строение (рис. 2), причем границы ячеек представляют собой объемные сплетения дислокаций. Аналогичные структурные построения характерны и для лазерной поверхностной обработки металлов [5], чем объяснялась более высокая микротвердость в сравнении с необработанным металлом.

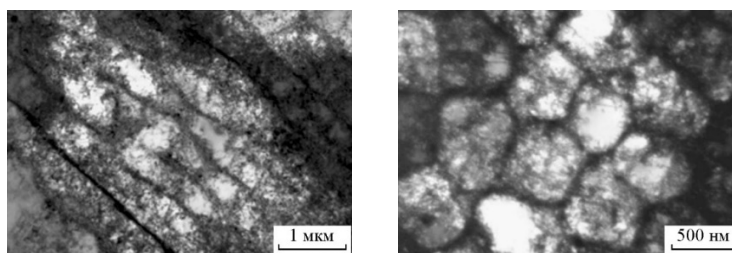


Рисунок 2 – Просвечивающая электронная микроскопия аустенитного сплава после селективного лазерного плавления [4]

На основе рентгеноструктурных исследований по физическому уширению пиков авторы работы [4] расчетным путем оценивали напряженное состояние сплава в плоскости сканирования лазера (продольное сечение) и в перпендикулярной плоскости (поперечное сечение). Показано, что в продольном сечении действуют растягивающие напряжения порядка 400 МПа, а в поперечном сечении – сжимающие около 350 МПа. Уширение рентгеновских линий связывается с микродеформацией кристаллической решетки аустенитного твердого раствора и повышением плотности дислокаций до 10^{12} см⁻², что соответствует уровню сильно деформированного металла.

Очевидно, такой характер напряженного состояния сплава, полученного методом селективного лазерного плавления может привести к анизотропии механических свойств изделий. Подтверждением этого стали результаты испытаний на растяжение и ударную вязкость, проведенные авторами работы [6] для различной ориентации образцов при выращивании сплавов на основе никеля и титана.

Устранить анизотропию свойств изделий и уменьшить остаточные напряжения после лазерного сплавления порошков удастся последующим отжигом, температура и длительность которого определяется химическим составом сплава [7, 8].

Исследуемая в работе шестерня полуоси переднего моста автомобиля работает в условиях износа и знакопеременных нагрузок. Для обеспечения требуемой надежности и долговечности помимо повышенной прочности сердцевины такие детали должны иметь более высокую твердость поверхности. Сочетание высокой твердости поверхности при сохранении вязкой сердцевины существенно повышает усталостные характеристики изделия. Традиционные классические технологии изготовления шестерен предполагают обязательное поверхностное упрочнение методами химико-термической обработки - цементацией, азотированием или нитроцементацией. В связи с этим в данной работе исследовали влияние азотирования на структуру и твердость сплава, аналогом которого является классическая аустенитная

сталь 12Х18Н10Т. Деталь изготавливалась по технологии 3D-печати на принтере марки «Concept laser m2» в соответствии с производственным технологическим циклом, который включает отжиг готового изделия при температуре 250°С в течение 6 часов в атмосфере аргона. В нашем случае отжиг проводился при температуре 570°С в атмосфере азота, подаваемого в печь со скоростью 8 л/мин. На рис. 3 представлена микроструктура такого сплава.

На микрофотографии, снятой при 100-кратном увеличении, видна кристаллографическая направленность текстуры. Обычно в деталях простой формы зерна ориентированы преимущественно параллельно направлению выращивания [3, 4, 6, 7]. В сложнопрофильных изделиях, к которым можно отнести шестерни, ориентация зерен и характер распределения пор в синтезируемом материале зависит от теплоотвода в зоне расплава. В структуре имеются поры сферической формы, которые представляют собой пузырьки газа, сохранившиеся после затвердевания порошка, содержащего газы примеси. Плоские поры, расположенные перпендикулярно направлению сканирования лазерного луча, по-видимому, являются результатом неполного проплавления порошкового слоя, когда в некоторых участках не произошло «слияние» расплавленных частиц с ранее обработанным слоем [6].



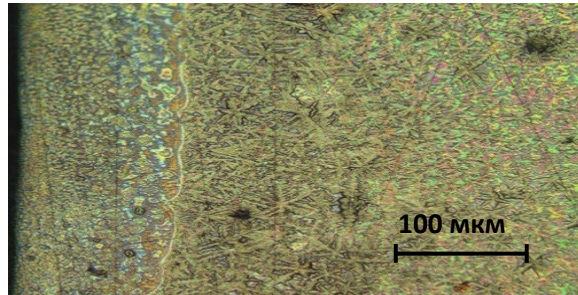
Рисунок 3 – Микроструктура сплава Fe – основа; 0,12% С; 0,8% Si; 0,84% Mn; 17,8% Cr; 10,85% Ni; 0,62% Ti; 0,013% S; 0,03% P после азотирования при температуре 570°С в течение 6 часов

Первоначальное травление шлифа реагентом Келлера позволило выявить характерное для азотированных сплавов строение упрочненного слоя (рис. 3). На поверхности изделия формируется слабо развитая нитридная зона ϵ -фазы толщиной около 10 мкм, представляющая собой твердый раствор азота на базе химического соединения $(Fe, Cr, Ti)_{2-3}N$ с

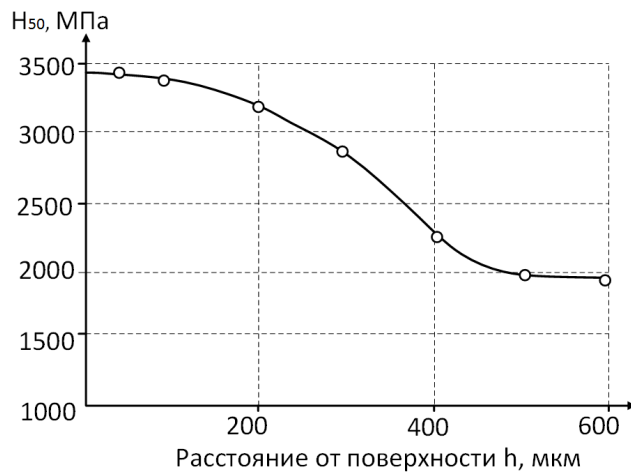
содержанием азота, как правило, не более 11%. Основная часть азотированного слоя – зона внутреннего азотирования состоит из легированной γ' -фазы и является результатом распада азотистого аустенита при охлаждении. Более глубокое травление позволило выявить характер распределения нитридных фаз. На рисунке 4 представлена микроструктура азотированного слоя и график изменения микротвердости по толщине диффузионного слоя.

По характеру распределения микротвердости можно судить, что толщина диффузионного подслоя более 300 мкм, что вдвое больше, чем у аналогичных сталей, полученных традиционными методами. Известно [9], что стали, имеющие ГЦК решетку, азотируются хуже, чем стали с ОЦК-решеткой, и чем выше степень легированности стали, тем труднее протекает процесс диффузии азота. После азотирования аустенитных сталей типа 12Х18Н10Т при температуре 570°C в течение 50...60 часов толщина упрочненного слоя не превышает 250 мкм, а максимальная твердость поверхности – 8000 МПа [9].

Анализ результатов эксперимента показывает, что после азотирования аустенитного сплава, полученного селективным лазерным плавлением, формируется диффузионный подслоя большей толщины, но меньшей микротвердости по сравнению со сталями, полученными традиционным способом.



а)



б)

Рисунок 4 – Микроструктура (а) и распределение микротвердости (б) по толщине азотированного слоя сплава Fe – основа; 0,12% С; 0,8% Si; 0,84% Mn; 17,8% Cr; 10,85% Ni; 0,62% Ti после азотирования при температуре 570°C в течение 6 часов

Это объясняется специфической структурой синтезированного сплава, которая, как отмечалось выше, имеет ячеистое строение (рис. 2), причем границы ячеек представляют собой дислокационные построения с высокой плотностью дислокаций до 10^{12} см⁻². Согласно классическим представлениям о диффузии азота в металлах и сплавах в процессе азотирования диффузия азота вдоль межзеренных границ происходит с гораздо большей скоростью, чем в объеме зерна. На границе быстро повышается концентрация азота, создается градиент концентраций между границей и объемом зерна, и при достижении предельного насыщения реализуется диффузионный поток азота в объеме зерна [10]. Межзеренная граница в общем случае является двумерным дефектом кристаллического строения, размер которого составляет 5...7 периодов кристаллической решетки. В нашем случае межзеренные границы представляют собой скопления одномерных дефектов – дислокаций, вдоль которых диффузия азота вглубь металла еще больше ускоряется, формируя диффузионный слой большей толщины, по сравнению с традиционными сплавами. Невысокая по сравнению с традиционными сплавами твердость азотированного слоя, по-видимому, объясняется скоплением атомов азота на границах зерен и недостаточной скоростью диффузии их в объеме зерна, что затрудняет формирование основных упрочняющих фаз – нитридов легирующих элементов.

Таким образом, диффузионные процессы, протекающие при химико-термической обработке порошковых сплавов, полученных селективным лазерным плавлением, в значительной мере зависят от природы и прозрачности межкристаллитных границ для диффундирующего элемента. Морфологию ячеистых построений и других упрочняющих фаз диффузионного слоя, можно регулировать путем подбора оптимальных технологических решений процессов лазерного сплавления порошков и последующей химико-термической обработки.

Заключение

На основе полученных экспериментальных данных по диффузионному насыщению азотом порошковых материалов, полученных аддитивными технологиями, можно сделать вывод о перспективности химико-термической обработки для поверхностного

упрочнения деталей, работающих в условиях износа и циклических нагрузок. Оптимизируя технологические параметры работы лазерного принтера и режимы химико-термической обработки, можно не только увеличить толщину упрочнённого слоя, но и обеспечить требуемые механические и эксплуатационные характеристики поверхности готовых изделий.

Литература

1. Григорьев С.Н. Перспективы развития инновационного аддитивного производства в России и за рубежом/ С.Н. Григорьев, И.Ю. Смуров// Инновации. – 2013. – № 10 (180). – С. 76–82.
2. Сергеева О.Ю. Аддитивные технологии и 3D-моделирование/ О.Ю. Сергеева // Нанотехнологии в строительстве. – 2018. – Т. 10. – № 4. – С. 142-158.
3. Аддитивное производство с помощью лазера/ И.Ю. Смуров, И.А. Мовчан, И.А. Ядройцев, А.А. Окунькова [и др.] // Вестник МГТУ СТАНКИН. – 2011. – № 4 (11). – С. 144-146.
4. Ячеистая структура в аустенитных сплавах, полученных методом селективного лазерного плавления /К.О. Базалева, Е.В. Цветкова, И.Ю. Смуров, И.А. Ядройцев [и др.] // Перспективные материалы. – 2014. – № 3. – С. 55-61.
5. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник/ Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.
6. Анизотропия механических свойств изделий, изготовленных методом селективного лазерного плавления/ А.А. Попович, В.Ш. Суфияров, Е.В. Борисов [и др.]// Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2016. – № 3. – С. 4-11.
7. Балакирев Э.В. Влияние отжига на структуру и свойства аустенитного сплава, полученного методом СЛП/ Э.В. Балакирев, Н.Д. Симич-Лафицкий // Молодежный научно-технический вестник. – 2013. – № 5. – С. 1 -5.
8. Григорьев С.Н. Влияние термообработки на структурно-фазовый состав и свойства жаропрочных кобальтовых сплавов, полученных методом селективного лазерного плавления/ С.Н. Григорьев, Т.В. Тарасова, А.П. Назаров // Перспективные материалы. – 2014. – № 7. – С. 73-79.
9. Лахтин Ю.М. Азотирование стали / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган. – М.: «Машиностроение». – 1976. – 256 с.
10. Лахтин Ю.М. Структура и прочность азотированных сплавов. Достижения отечественного металловедения/ Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган. – М.: Металлургия, 1982. – 176 с.

Особенности формирования изделий из жаропрочного никелевого сплава методом проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии¹

Гурьянов Д.А.¹, Фортуна С.В.², Никонов С.Ю.³, Калашникова Т.А.⁴, Зыкова А.П.⁵, Колубаев Е.А.⁶

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

¹desa-93@mail.ru

²s_fortuna@mail.ru

³SergRFF@ngs.ru

⁴gelombang@ispms.tsc.ru

⁵zykovaap@mail.ru

⁶eak@ispms.ru

Аннотация. В работе проводили исследования структуры и фазового состава изделия из сплава ЖС6У, сформированного в процессе проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства. Установлены оптимальные значения величины погонной энергии, способствующей формированию бездефектных изделий (0,3–2,7 кДж/мм). Условия локальной металлургии – небольшого размера ванны расплава и высокой скорости охлаждения приводят к формированию направленно растущих структур. Показано, что после аддитивного процесса происходит десятикратное измельчение структурных элементов (осей дендритов и γ' фазы) на различных масштабных уровнях, а также, что не происходит образование нежелательных фаз. Измельчение структур способствует повышению механических свойств аддитивно сформированного материала по сравнению с свойствами исходного литого материала.

Ключевые слова: аддитивное производство, электронно-лучевая технология, жаропрочные сплавы, направленная кристаллизация.

Abstract. The structure and phase composition of a product made of ZhS6U alloy formed in the process of wire-feed electron beam additive manufacturing were investigated. The optimum values of the heat input contributing to the formation of defect-free products (0.3-2.7 kJ/mm) have been established. The conditions of local metallurgy - small size of the melt bath and high cooling rate lead to the formation of directionally growing structures. It is shown that after the additive process a tenfold refinement of structural elements (dendrite axes and γ' phase) at different scale levels occurs, and that there is no formation of undesirable phases. The refinement of the structures contributes to an increase in the mechanical properties of the additively formed material as compared to those of the raw cast material.

Keywords: additive manufacturing, electron-beam technology, heat-resistant superalloys, directional solidification.

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН

Введение

Аддитивные технологии являются перспективным методом производства ответственных изделий и конструкций. Данный подход призван оптимизировать технологические процессы за счет сокращения объемов отхожего материала, уменьшения необходимых технологических операций, а также за счет оптимизации геометрии самого изделия [1-4]. Подходы к аддитивному производству в настоящее время являются весьма разнообразными. Среди всех методов можно выделить следующие подходы, наиболее часто встречающиеся в современной литературе. Формирование изделия в порошковой ванне за счет сплавления лазерным или электронным лучом, а также за счет непосредственной подачи порошкового или проволочного материала непосредственно в фокус энергетического источника (электронного, лазерного луча или электрической дуги). При производстве металлических изделий методами аддитивных технологий применяют практически все современные стали и сплавы: нержавеющая сталь [5], сплавы на основе титана [6], никеля [7], меди [8], алюминия [9] и т.д. Также существует возможность вводить различные добавки, например, керамику [10], углеродные нанотрубки [11] и т.п. Возможность применения нескольких систем подачи исходного материала позволяет формировать изделия из разнородных материалов, что позволяет изготавливать функционально градиентные материалы [12]. Еще одним направлением применения аддитивных технологий является получение изделий с направленной либо монокристаллической структурой [13]. Для подобных задач применяют жаропрочные сплавы на основе никеля, кобальта, а также различные стали [14]. Стоит отметить, что в настоящее время существует тенденция формирования изделий с направленным ростом на аналогичных подложках [15]. Это обусловлено тем, что в процессе аддитивного формирования происходит частичное переплавление материала подложки, а при кристаллизации новых слоев происходит эпитаксиальный рост кристаллов, что позволяет добиться проявления структурного и кристаллографического наследия. Однако данный подход значительно повышает стоимость конечного изделия, в силу необходимости удалять подложку. Подобный метод выгоднее рассматривать как технологию залечивания дефектов изделий с направленной или монокристаллической структурой [16, 17]. Несмотря на общепринятую практику применения монокристаллических подложек, поиски более доступного материала являются актуальной задачей. Кроме того, при аддитивном производстве реализуются условия,

способствующие направленному росту структур. К данным особенностям относятся небольшие размеры ванны расплава и высокие скорости охлаждения, приводящие к значительным величинам температурного градиента. Несмотря на положительные аспекты аддитивного процесса, стоит уделять внимание и таким особенностям как, периодическое термическое воздействие и периодическое переплавление сформированных слоев, изменение величины и направления теплоотода в ванне расплава в зависимости от положения в изделии (в объеме или на поверхности) [18]. Все выше перечисленные особенности оказывают значительное влияние на морфологию структуры, фазовый состав и дефектность аддитивно формируемого изделия, что необходимо контролировать. Исходя из выше написанного, целью данной работы является определение параметров аддитивного процесса, позволяющего получать бездефектные изделия из жаропрочного никелевого сплава с направленным ростом структур и оптимальным фазовым составом.

Материалы и методы исследования

В данной работе формирование изделий из жаропрочного никелевого сплава ЖС6У (химический состав приведен в таблице 1) проводили на лабораторной установке проволочного электронно-лучевого аддитивного производства, разработанной в ИФПМ СО РАН [19]. Выбранный сплав относится к жаропрочным сплавам первого поколения, то есть не содержит дорогостоящих легирующих элементов (рений и рутений), а также подразумевает формирование равноосной структуры. Реализация направленной кристаллизации с применением данного сплава в условиях аддитивного процесса, позволит упростить переход к современным более дорогим жаропрочным сплавам. Так как из данного сплава невозможно получить проволоку, исходный слиток нарезали на прутки с помощью электроэрозионного станка, зачищали полученные прутки от продуктов эрозии и загружали в подающую систему электронно-лучевой аддитивной установки. Процесс формирования аддитивного изделия проводили на подложке из нержавеющей стали 12Х18Н9, закрепленной на охлаждаемом водой рабочем столике. Прутки подавались в фокус электронного луча, происходило их плавление, далее рабочий столик начинал двигаться, формируя, таким образом, первый слой. По завершению формирования первого слоя система подачи и электронная пушка поднимались на высоту слоя, перемещались в исходное положение по оси X и процесс повторялся. Таким образом, формировались изделия в виде тонких стенок высотой от 1 до 6 см. Из полученных изделий вырезались образцы в различных плоскостях и направления для последующих структурно-фазовых

исследований методами оптической, растровой электронной и просвечивающей электронной микроскопии.

Таблица 1 – Химический состав сплава ЖС6У, вес. %

Fe	Ni	Cr	Mo	W	Co	Nb	Ti	Al	C	Примеси (Si, Mn, S, P, Ce, Zr, V, Pb, Bi, Y)
до 1	54,3-62,7	8,0-9,5	1,2-2,4	9,5-11,0	9,0-10,5	0,8-1,2	2,0-2,9	5,1-6,0	0,13-0,2	до 1

Результаты и обсуждение

На первом этапе исследования были установлены оптимальные технологические параметры аддитивного электронно-лучевого процесса. Эмпирическим путем с привлечением регрессионного анализа были определены факторы, оказывающие наибольшее влияние на формирование дефектов и отклонение от заданной геометрии конечного изделия. Наиболее значащие факторы – ускоряющее напряжение, ток электронного пучка и скорость перемещения рабочего столика. Для удобства, данные факторы выражали через величину погонной энергии [20]:

$$E = \frac{60 \times U \times I}{1000 \times V},$$

где U – ускоряющее напряжение, кВ; I – ток пучка, мА; V – скорость перемещения рабочего столика мм/мин. В таблице 2 приведены граничные и оптимальны значения погонной энергии, позволяющие получать бездефектные изделия.

Таблица 2 – Оптимальные значения погонной энергии в электронно-лучевом аддитивном процессе, кДж/мм

	$E_{\text{мин}}$	$E_{\text{опт}}$	$E_{\text{макс}}$
Начало процесса	0,43	2,25	2,7
Конец процесса	0,3	0,9	1,85

Исходя из проведенных исследований установлено, что при недостаточной погонной энергии происходит растрескивание и расслоение изделия из никелевого сплава, а при избыточной происходит излишнее растекание материала и потеря заданной геометрии. Кроме того, из таблицы 2 видно, что в процессе аддитивного выращивания происходит уменьшение необходимого подвода энергии. Это вызвано тем, что по мере увеличения высоты изделия отвод тепла в подложку становится менее эффективным.

Структура аддитивно сформированного изделия в основном представлена эпитаксиально растущими через слои колониями дендритов. Рост дендритов имеет ярко выраженное направление – вверх, в сторону аддитивного выращивания с наклоном в сторону движения электронного луча. Данная структура сохраняется только в объеме изделия. Вблизи поверхности происходит переход от столбчатых дендритов к равноосным, что объясняется всесторонним рассеянием тепла в данной области и, как следствием, отсутствием ярко выраженного направления температурного градиента. Сравнивая аддитивный материал с исходным литым материалом, наблюдаются заметные различия в расстояниях между осями дендритов первого порядка (λ_1 , мкм – основная структурная характеристика направленно кристаллизованных никелевых изделий). Так в случае аддитивного изделия λ_1 находится в диапазоне 9 – 40 мкм, а в исходном материале λ_1 составляет 200 – 300 мкм. При проведении более тонких структурных исследований установлено, что аналогичное измельчение испытывает и основная упрочняющая γ' -фаза (упорядоченный твердый раствор на основе Ni_3Al). В аддитивном материале данная фаза имеет размер 10-100 нм, а в литом материале 100-300 нм. Также наблюдается измельчение и вторичных фаз: карбидов и эвтектики. В материале после аддитивного формирования карбиды принимают вытянутую форму и выстраиваются в скелетообразную морфологию, в то время как в исходном состоянии они имеют неправильную форму и распределены в виде отдельных частиц.

Также проводили испытания на статическое растяжение при комнатной температуре. Установлено что свойства аддитивного материала превосходят свойства исходного литого материала. Так предел прочности, предел текучести и относительное удлинение аддитивного материала составляют $1209,5 \pm 9,2$ Мпа, $1017,5 \pm 20,5$ Мпа и $14,54 \pm 1,8$ %, соответственно. В то время как у исходного литого материала предел прочности составляет 1030 Мпа, предел текучести – 932 Мпа, относительное удлинение – 3%.

Заключение

В ходе проделанной работы были получены изделия из жаропрочного сплава ЖС6У методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии. Определены оптимальные параметры аддитивного процесса, позволяющие получать бездефектные изделия. Показано, что условия кристаллизации, реализующиеся в данной технологии, позволяют получать структуру с направленно растущими столбчатыми дендритами. Условия аддитивного электронно-лучевого производства не приводят к образованию нежелательных хрупких

топологически плотноупакованных фаз, а также не способствует развитию значительной сегрегации химических элементов. Исходя из полученных результатов, можно сделать вывод, что применение проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии для формирования изделий из жаропрочных никелевых сплавов является перспективным методом.

Литература

1. Chao Li. Correlation between microstructure and mechanical properties of novel Co-Ni-based powder metallurgy superalloy / Chao Li, Jianwei Teng, Biaobiao Yang, Xianjue Ye, Jiantao Liu, Yunping Li // *Materials Characterization*. – 2021. – V. 181. – 111480.
2. Pistor J. Influence of the microstructural homogeneity on the high-temperature oxidation behavior of a single crystalline Ni-base superalloy / J. Pistor, S.P. Hagen, S. Virtanen, C. Körner // *Scripta Materialia*. – 2022. – V. 207. – 114301.
3. Careri F. A residual stress prediction of machining in 718 produced by direct energy deposition / S. Imbrogno, D. Umbrello, J.C. Outeiro, A.C. Batista // *18th CIRP Conference on Modeling of Machining Operations*. – Ljubljana, Slovenia: Elsevier, 2021. – V.102. – P. 13-18.
4. Alhuzaim A. Direct laser deposition of crack-free CM247LC thin walls: Mechanical properties and microstructural effects of heat treatment / A. Alhuzaim, S. Imbrongo, M.M. Attallah // *Materials & Design*. – 2021. – V. 211. – 11123.
5. Zhong Y. Additive manufacturing of 316L stainless steel by electron beam melting for nuclear fusion applications / Zhong Y., Rannar L.S., Liu L., et al. // *Journal of Nuclear Materials*. – 2017. – V. 486. – P. 234-245.
6. Kalashnikov K.K. Defect formation in titanium alloy during nonstationary Process of local metallurgy / K.N. Kalashnikov, A.V. Chumaevskii, T.A. Kalashnikova, et al. // *Russian Physics Journal*. – 2020. – V.63. - № 6. – P. 962–967.
7. Raghavan N. Influence of geometry on columnar to equiaxed transition during electron beam powder bed fusion of IN718 / B.C. Stump, P. Fernandez-Zelaia, M.M. Kirka, et al. // *Additive Manufacturing*. – 2021. – V. 47. – 102209.
8. Filippov A.V. Characterization of gradient CuAlBe4C composites additively manufactured using a combination of wire-feed and powder-bed electron beam deposition methods / A.V. Filippov, E.S. Khoroshko, N.N. Shamarin, et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – V. 859. – 157824.
9. Utyaganova V. Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample / V. Utyaganova, A.V. Filippov, S. Tarasov, et al. // *Materials Characterization*. – 2021. – V. 172. – 110867.
10. Lackhdar Y. Additive manufacturing of advanced ceramic materials / Y. Lackhdar, C. Tuck, A. Terry, R. Goodridge // *Progress in Materials Science*. – 2021. – 100736.
11. Zhou X. Additive manufacturing of CNTs/PLA composites and the correlation between microstructure and functional properties / X. Zhou, J. Demg, C. Fanf, et al. // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2021. – V. 60. – P. 27-34.
12. Ansari M. Opportunities and challenges in additive manufacturing of functionally graded metallic materials via powder-fed laser directed energy deposition: A review / M. Ansari, E. Jabari, E. Toyserkani // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2021. – V.294. – 117117.
13. Anand K.S. Single crystal metal deposition using laser additive manufacturing technology for repair of aero-engine components / K.S. Anand, V. Rajkumar, B.K. Nagesha, et al // *Materialstoday: proceedings*. – 2021. – V.45. – Part. 6. – P. 5395-5399.
14. Murray S.P. A defect-resistant Co–Ni superalloy for 3D printing / S.P. Murray, K.M. Pusch, A.T. Polonsky, et al // *Nature Communications*. – 2020. – V.11. – 4975.
15. Guo X. Effect of substrate orientation on crystal growth in selective electron beam melting of nickel-based superalloy / X. Guo, X. Zhou, P. Zhang, et al. // *Materials Letters*. – 2021. – 130870.
16. Liu G. Epitaxial growth behavior and stray grains formation mechanism during laser surface re-melting of directionally solidified nickel-based superalloys / G. Liu, D. Du, K. Wang, et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – V. 853. – 157325.

17. Ci S. Microstructure and tensile properties of DD32 single crystal Ni-base superalloy repaired by laser metal forming / S. Ci, J. Liang, J. Li, et al. // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2020. – V.45. – P. 23-34.
18. Karimi P. Influence of successive thermal cycling on microstructure evolution of EBM-manufactured alloy 718 in track-by-track and layer-by-layer design / P. Karimi, E. Sadeghi, P. Akerfeldt, et al. // *Materials and Design*. – 2018. – V. 160. – P. 427-441.
19. Tarasov S.Yu. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel / S.Yu Tarasov, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – V. 803. – P. 364-370.
20. Tarasov S.Yu. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S.Yu Tarasov, A.V. Filippov, N.L. Savchenko, et al. // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – V. 99. – P. 2353-2363.

Исследование влияния технологических приемов на формирование структуры и свойств при аддитивном выращивании изделий из хромоникелевых сталей аустенитного класса методами плазменной наплавки¹

Ольшанская Т.В.¹, Душина А.Ю.¹, Федосеева Е.М.,¹ Трушников Д.Н.¹

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет / Кафедра «Сварочное производство, метрология и технология материалов», Пермь, Россия

Аннотация. В работе рассмотрено влияние изменения тепловой мощности источника во времени посредством модуляции тока, на примере плазменной наплавки, а также изменения исходной структуры за счет послойной холодной проковки наплавленных слоев, на примере плазменной наплавки плавящимся электродом (Плазма-МИГ). Установлено, что формирование структуры сопровождается транскристаллизацией наплавленного металла. Показано, что применение вибрационного воздействия на жидкую ванну посредством модуляции тока при плазменной наплавке способствует частичному подавлению транскристаллизации наплавленного металла: изменяется направление роста столбчатых кристаллитов относительно предыдущего слоя, способствует измельчению дендритной структуры, что приводит к изменению механических характеристик. Наилучшие свойства наблюдаются при наплавке с модуляцией тока частотой 15000 Гц. Применение послойной холодной проковки при плазменной наплавке плавящимся электродом устраняет транскристаллизацию наплавленного металла, формирует дендриты равноосной формы, что приводит к устранению структурной текстуры, а прочностные характеристики наплавленного сплава превышают уровень прочности металла, наплавленного без проковки, и материалов, полученных при традиционных технологиях. При этом характеристики пластичности остаются на высоком уровне.

Ключевые слова: плазменная наплавка, транскристаллизация, наплавленный металл, проковка, механические свойства, прочность, кристаллиты, аустенитная сталь.

Abstract. The paper describes the effect of changes in the thermal power of the source in time through current modulation, by the example of plasma surfacing, as well as changes in the initial structure due to layer-by-layer cold forging of surfacing layers, by the example of plasma surfacing with a melting wire (Plasma-MIG). It was established that the formation of the structure is followed by transcrystallization of the surfaced metal. It is shown that the use of vibration influence on the liquid pool by means of current modulation during plasma surfacing helps to partially suppress the transcrystallization of the surfaced metal. Thus, the

¹ Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (РНФ; грант № 21-19-00715) «Контроль микроструктуры, прочности, остаточных напряжений и искажений геометрии в гибридном аддитивном производстве» (Договор № 21-19-00715 от 20.03.2021).

direction of growth of columnar crystallites changes relative to the previous layer, which forms a melkodendritic structure and leads to a change in the mechanical characteristics. Surfacing with current modulation at 15000 Hz provides the best properties. The use of layer-by-layer cold forging in plasma surfacing with a melting wire removes transcrystallization of the surfaced metal, forms dendrites of equiaxed form, thus removing structural texture, and the strength characteristics of the surfaced alloy is higher than the strength of metal surfaced without forging and materials obtained using traditional technologies. However, the ductility characteristics remain at a high level.

Key words: plasma surfacing, transcrystallization, surfaced metal, forging, mechanical properties, strength, crystallites, austenitic steel.

Введение

Известно, что получение качественных изделий при аддитивном производстве обеспечивают технологии наплавки с использованием высоконцентрированных источников энергии [1, 2]. Специфика послойного выращивания изделий при аддитивном производстве требует изучения влияния технологических параметров на закономерности формирования наплавленного валика, структуру и свойства получаемого материала. Одним из перспективных решений воздействия на наплавляемый металл предложено использование приемов дополнительного воздействия, в частности применение импульсной послойной плазменной наплавки с использованием проволочных присадочных материалов.

Процессы наплавки имеют одно из особых значений в плазменной обработке материалов. К особенностям плазменной наплавки, отличающей ее от других методов и обуславливающих ее эффективность, следует отнести широкий диапазон регулирования энергетических параметров плазменной дуги, т.к. она считается самым гибким источником тепла, а поток плазмы характеризуется высокой температурой, что позволяет расплавлять материалы разного класса, в том числе хромоникелевые аустенитные стали. Однако, следует учитывать сложность плазменной наплавки сталей аустенитного класса, которая связана с их склонностью к образованию горячих трещин и дендритных ликваций, при этом наличие дендритных ликваций оказывает значительное влияние на механические свойства и коррозионную стойкость, а также способствует развитию межкристаллической коррозии в процессе эксплуатации [3].

Кроме того, плазменная наплавка обеспечивает ряд технологических и экономических преимуществ: высокая производительность, регулирование теплопередачи в широких пределах и, как следствие, управление глубиной и шириной проплавления, структурой, составом и свойствами формируемого материала [4-6].

Плазменная наплавка плавящимся электродом обеспечивает высокую стабильность и производительность процесса наплавки, высокое качество сплавления за счет эффекта катодной очистки, управление переносом и отсутствие разбрызгивания электродного металла плавящегося электрода [7, 8]. Способ плазма-МИГ, разработанный еще в 1972 году в Philips Research Laboratory Center (Нидерланды) [9, 10], считается актуальным исследованием и в настоящее время [11-14].

Плазменная наплавка плавящимся электродом (Плазма-МИГ) является гибридным процессом, объединяющим дуговую наплавку плавящимся электродом и плазменную наплавку [15-18]. Использование двух источников нагрева (плазменная дуга с неплавящегося анода и дуга с плавящегося электрода) позволяют регулировать тепловложение в изделие в широком диапазоне, увеличивает производительность и обеспечивает высочайшее качество. Аксиальная подача проволочного электрода исключает применение систем ориентирования положения подачи проволоки относительно траектории наплавки.

Целью работы является исследование влияния изменения тепловой мощности источника во времени посредством модуляции тока, на примере плазменной наплавки, а также изменения исходной структуры за счет послойной холодной проковки наплавленных слоев, на примере плазменной наплавки плавящимся электродом (Плазма-МИГ).

Методика проведения исследований

Для получения опытных образцов применялась сварочная проволока ОК Autrod 308LSi ESAB, химический состав и механические характеристики проволоки по стандарту EISO 14343-2017 приведен в таблице 1. Материал данного химического состава относится к нержавеющей сталим аустенитного класса. Ферритное число проволоки – FN 8 и означает, что содержание ферритной фазы в наплавленном металле составляет в пределах 3-8 % (~4,5%).

Таблица 1 – Характеристики проволоки 308LSi согласно EN ISO 14343-2017

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

Плазменная наплавка производилась в камере с защитной атмосферой сварочным аппаратом EWM Tetrix 400 Plasma по заранее выбранному режиму наплавки, представленному в таблице 2. Импульсное воздействие осуществлялось непосредственно в дуговом промежутке при подаче премиальных импульсов тока. Наплавка производилась без пауз на охлаждение.

Таблица 2 – Режим плазменной наплавки с импульсным воздействием

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

Плазменная наплавка плавящимся электродом производилась плазмотроном для Плазма-МИГ сварки, разработанном на кафедре СПМ и ТМ ПНИПУ в обрабатывающем центре AT-300 Hybrid Additive Manufacturing Group of Companies для внедрения технологии гибридного аддитивного производства (рис. 1). Послойная ковка осуществлялась с использованием пневматического молотка SA7401H AIRPRO.

Наплавка стенок с межпроходным деформационным упрочнением и без деформирования осуществляли по заранее выбранному режиму наплавки: ток плазменной дуги $I=120$ А, ток дуги плавящегося электрода $I=210$ А; напряжение дуги $U=23-24$ В; скорость подачи проволоки $V=6,6$ м/мин; скорость перемещения горелки $V_{нап}=90$ см/мин; объем подаваемого в сварочную горелку аргона $Q_{защ}=7,5$ л/мин; объем аргона, подаваемого в плазмообразующее сопло $Q_{пл}=2,5$ л/мин.

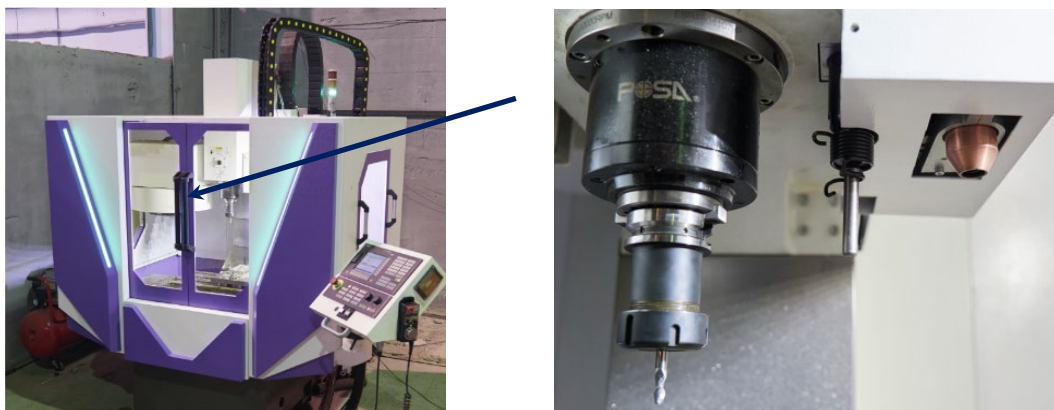


Рисунок 1 – Обрабатывающий центр AT-300

После наплавки каждого отдельного валика применялось межпроходное деформационное упрочнение метолом холоднойковки. Ковка производилась по заранее выбранному режиму: скорость движения молота $V = 100$ мм/мин (линейное число ударов $N/L = 28,2$ ударов/мм при стандартной частоте ударов молота $N = 2820$ ударов/мин); острие долота - полусфера радиусом $R = 20$ мм; энергия удара $E = 19,74$ Дж. Усилие прижатия пневмомолота составляло 300 Н, создаваемое пневматическим цилиндром. Температура ковки наплавленных слоев составляла $T = 250 - 300$ °С.

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

Исследование фазового состава образца проводилось с использованием рентгеновского дифрактометра XRD-7000. Обработка рентгенограмм производилась с использованием программного обеспечения PANalytical X'Pert HighScore Plus Ver.2.1. Определение фазового состава анализируемых образцов проводилось с использованием базы данных «ICDD PDF-2+ 2012».

Измерения твердости проводились по методу Виккерса на автоматическом микро- макро-твердомере Emco-Test Durascan 50, сер. № 119 при нагрузке 100 грамм. Подготовка и испытания образцов на растяжение осуществлялось в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Результаты исследования влияния модуляции частоты тока на формирование структуры и свойств при плазменной наплавке

Для выбора частоты модуляции тока были проведены предварительные исследования одноваликовых образцов [1]. Проведенные исследования позволяют сделать вывод, что наилучшие результаты по стабильности формирования валиков, по структуре и механическим характеристикам, обеспечиваются при плазменной наплавке с частотой модуляции тока более 5000 Гц. Дальнейшие исследования проводились при многослойной наплавке образцов с модуляцией тока при частоте 5000 Гц, 15000 Гц и без модуляции.

Исследования макроструктуры показали, что при многослойной наплавке без модуляции тока наблюдаются признаки

транскристаллизации металла и образование длинных столбчатых зерен, прорастающих через наплавленные слои (рис. 2, а). При модуляции тока в процессе наплавки происходит изменение направления роста кристаллитов. Формируются зерна столбчатой формы, длиной в пределах 2-х слоев, т.е. меньше, чем при наплавке без модуляции (рис. 2, б, в). Во всех случаях переходная зона между слоями (зона сплавления) выявляется не четко.

Микроструктура имеет дендритное строение. При наплавке без модуляции тока в микроструктуре прослеживается тенденция к сохранению кристаллографической ориентации между наплавленными слоями в зоне сплавления (рис. 3). При наплавке с модуляцией тока в зоне сплавления наблюдается изменение направления кристаллизации дендритов (рис. 4 и 5). В наибольшей степени это проявляется при частоте модуляции тока 15000 Гц. Так, установлено, что модуляция тока оказала влияние на размер самих дендритов, наибольшее измельчение дендритной структуры наблюдается при частоте модуляции тока 5000 Гц.

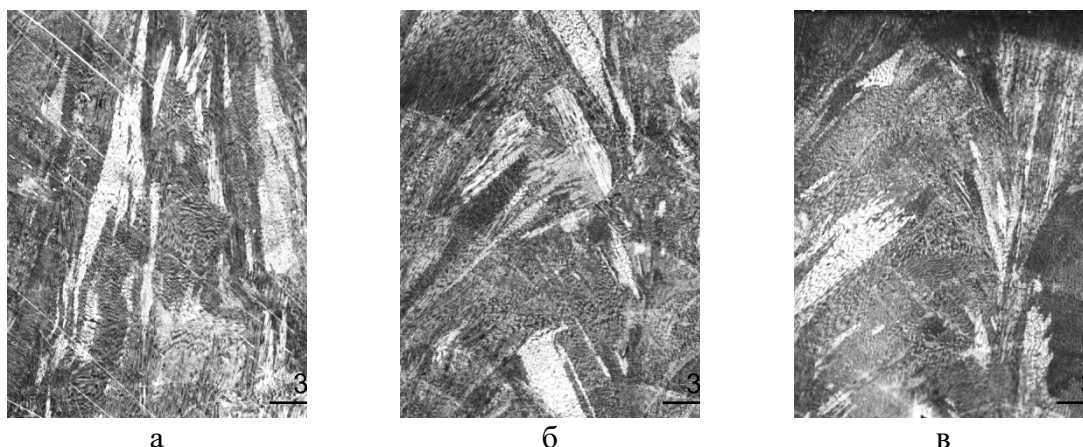
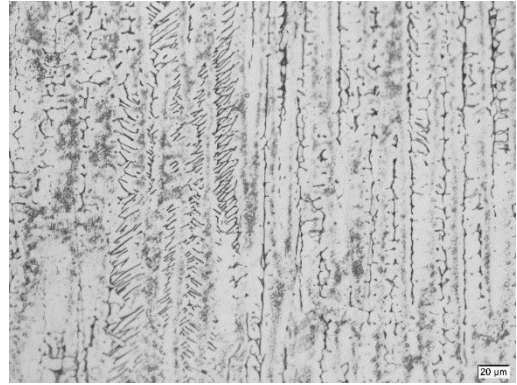


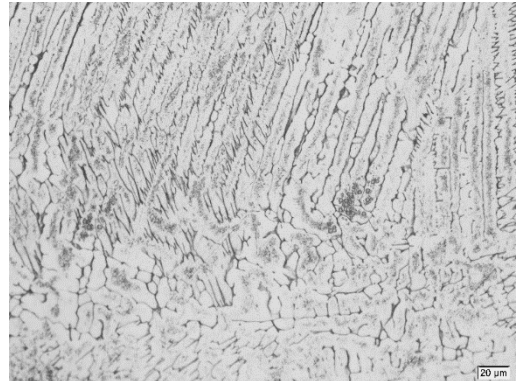
Рисунок 2 – Макроструктура наплавленного металла в поперечном сечении:
а – без модуляции тока, б – частота 5000 Гц, в – частота 15 000 Гц



а



б

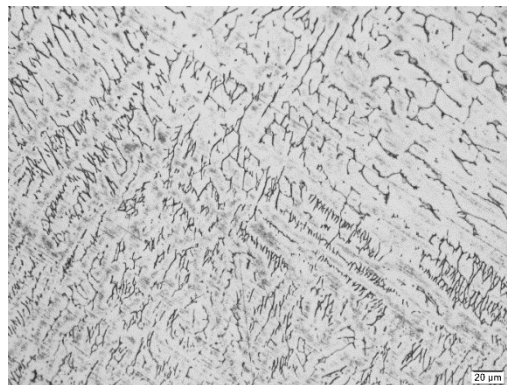


в

Рисунок 3 – Микроструктуры наплавленного металла без модуляции тока:
а – панорамный снимок, $\times 100$; б, в – зона сплавления, $\times 500$



а

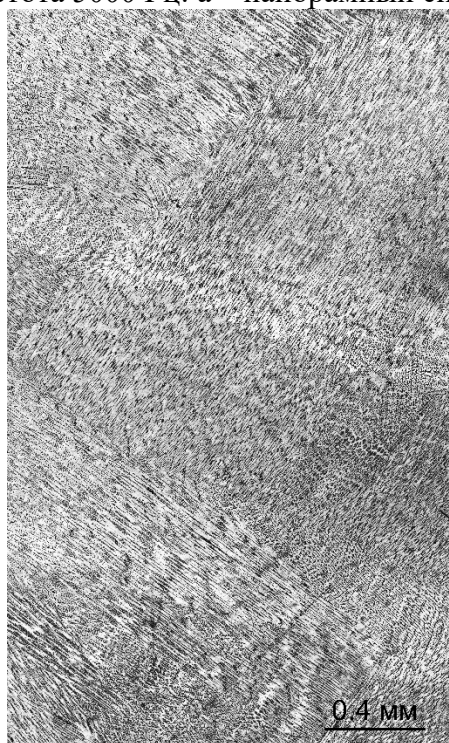


б

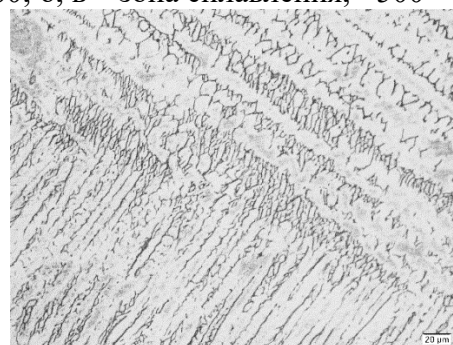


в

Рисунок 4 – Микроструктуры наплавленного металла с модуляцией тока, частота 5000 Гц: а – панорамный снимок, $\times 100$; б, в – зона сплавления, $\times 500$



а



б



в

Рисунок 5 – Микроструктуры наплавленного металла с модуляцией тока, частота 15000 Гц: а – панорамный снимок, $\times 100$; б, в – зона сплавления, $\times 500$

Проведенный рентгенофазовый анализ наплавленных образцов показал, что дифрактограммы характерны для аустенита, легированного хромом и никелем (рис. 6). На дифрактограмме металла, полученного наплавкой без модуляции тока, наблюдается 2 пика. Пик с наибольшей интенсивностью соответствует углу отражения от кристаллографических плоскостей γ -железа (220). Такая картина свидетельствует тому, что металл имеет текстурированную структуру. Это подтверждает транскристаллитный характер кристаллизации металла при плазменной наплавке. На дифрактограмме металла, полученного наплавкой с модуляцией тока при частоте 5000 Гц, наблюдается 3 пика, отражения происходит от других кристаллографических плоскостей γ -железа (111), (200) и (311). Соотношение между интенсивностями дифракционных пиков свидетельствует тому, что металл имеет только частично текстурированную структуру. Применение модуляции тока при плазменной наплавке не приводит к полному устранению столбчатого строения дендритной структуры, что и отражается на дифрактограмме.

Измерения твердости наплавленных образцов проводились в виде трех дорожек, расположенных параллельно на расстоянии 0,2 мм с шагом 0,15 мм. На рисунке 7 представлены карты распределения значений твердости для каждого образца.

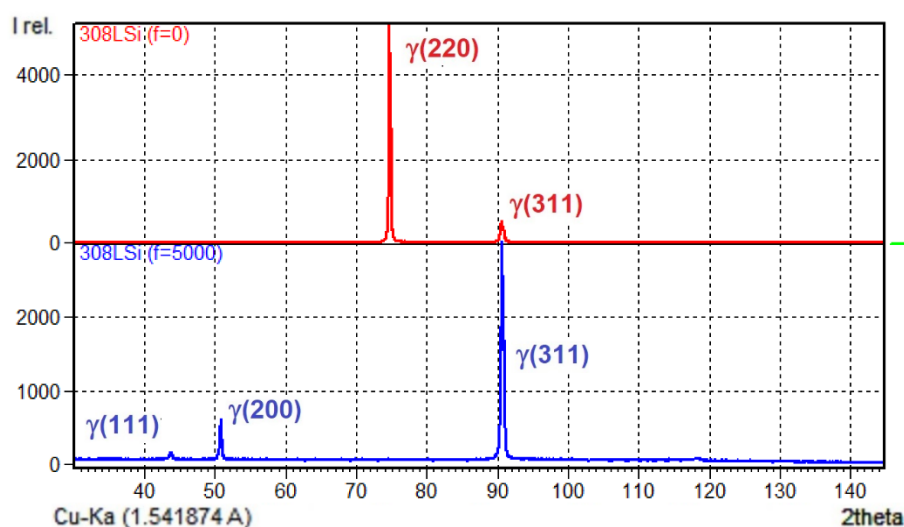


Рисунок 6 – Рентгенограммы наплавленных образцов: 308LSi ($f=0$) – наплавка без модуляции тока, 308LSi ($f=5000$) – наплавка с модуляцией тока, частота 5000Гц

По полученным значениям проведен статистический анализ, результаты которого представлены в таблице 3 и на рисунке 8. Из полученных данных видно, что применение модуляции тока приводит к увеличению твердости наплавленного металла. Наибольшее среднее

значение твердости наблюдается при наплавке с частотой модуляции тока 15000 Гц (выше 200 кг/мм²), однако, при этом и разброс по значениям наибольший. Наименьший разброс значений твердости наблюдается у наплавленного металла с частотой импульса тока 5000 Гц. Таким образом, можно предположить, что данный металл будет иметь более однородные механические свойства.

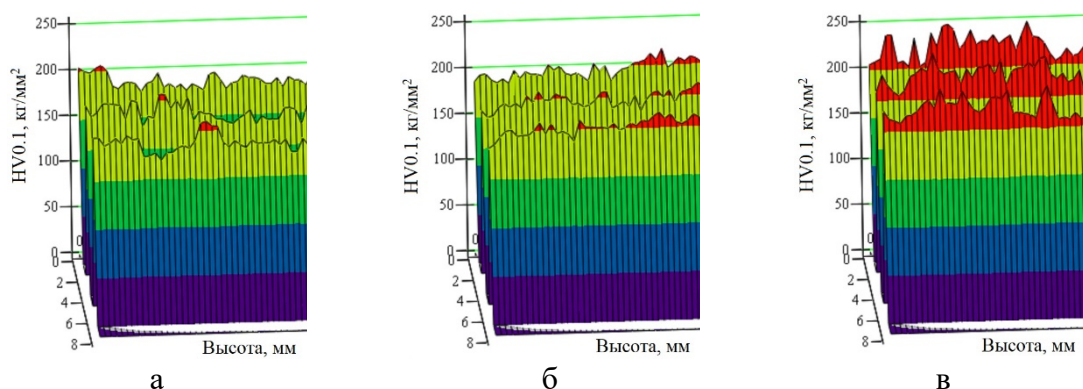


Рисунок 7 – Карты микротвердости: а – без модуляции тока, б – частота 5000 Гц, в – частота 15 000 Гц

Кроме того, проведены исследования механических свойств (предел временного сопротивления, предел текучести, относительное удлинение, относительное сужение, ударная вязкость) экспериментальных образцов в зависимости от условий процесса аддитивного формирования заготовок. Образцы для испытаний были вырезаны из заготовки под углом 45 градусов относительно вертикали. Результаты статистической обработки для значений полученных механических характеристик приведены в таблице 4.

Таблица 3 – Микротвердость наплавленных образцов, полученных с использованием различных вариантов

	Наплавка без модуляции тока	Наплавка с модуляцией тока, частота 5000 Гц	Наплавка с модуляцией тока, частота 15 000 Гц
	HV 0,1 кг/мм ²	HV 0,1 кг/мм ²	HV 0,1 кг/мм ²
Среднее значение	186	200	223
Минимальное значение	169	182	201
Максимальное значение	210	217	250
Среднеквадратичное отклонение (σ)	8,5	7	12
Коэффициент вариации (v , %)	4,56	3,5	5,38

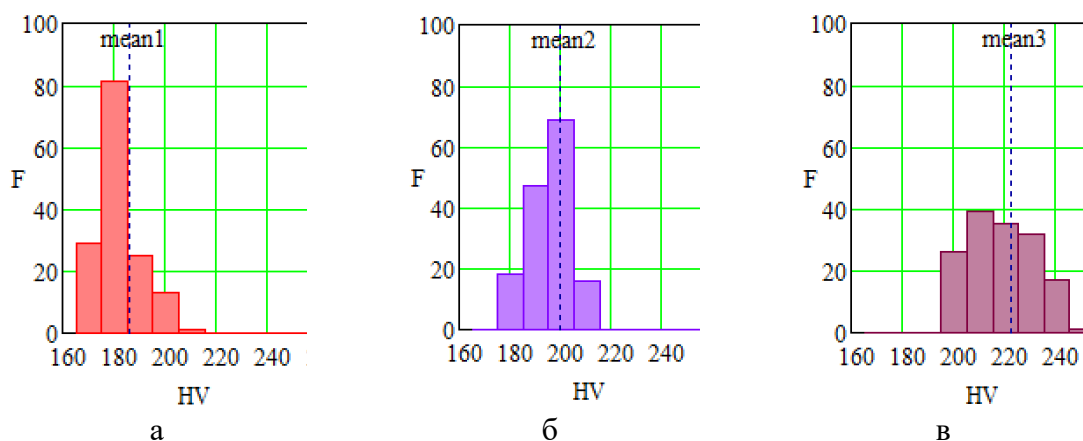


Рисунок 8 – Гистограммы частотных распределений значений микротвердости HV 0,1, кг/мм²: а – без модуляции тока, б – частота 5000 Гц, в – частота 15 000 Гц

Дополнительно (для сравнения) приведены данные механических свойств аналогичных сплавов, получаемых традиционными способами.

Таблица 4 – Сравнительная таблица механических свойств

Способ наплавки, материал	Предел прочности Бв, МПа	Предел текучести Б ₀₂ , МПа	Относительное удлинение δ, %	Относительное сужение Ψ, %
Плазменная наплавка без импульсного воздействия	610±20	322±9	37±5	55±3
Плазменная наплавка с импульсным воздействием тока, частота 5000Гц	550±30	272±7	47±6	57±12
Плазменная наплавка с импульсным воздействием тока, частота 15000Гц	595±3	285±20	49±5	61±2
Сталь 04X18N10 (закалка T = 1020-1100 °C)	≥440	≥155	≥40	≥45
04X18N10 ГОСТ 25054-81	≥ 441	≥ 157	38-40	45-50

Все исследованные механические свойства экспериментальных образцов находятся на уровне или выше стандартного материала. Применение модуляции тока при плазменной наплавке приводит к незначительному понижению прочностных характеристик и повышению пластических, относительно наплавки без модуляции. Наилучшие по совокупности свойства наблюдаются при наплавке с модуляцией тока частотой 15000 Гц. Ударная вязкость КСУ для всех испытанных образцов превысила 200 кДж/м² вне зависимости от условий вибрационных воздействий.

Результаты исследования влияния послойной холодной проковки на формирование структуры при плазменной наплавке плавящимся электродом

Макроструктура образцов в продольном сечении представлена на рисунке 9. При многослойной наплавке без послойной проковки образуется макроструктура, характерная для направленной транскристаллизации металла. Кроме этого, в макроструктуре металла четко видны границы между слоями с тонкой переходной зоной (рис. 9, а). В макроструктуре образцов, наплавленных с послойной проковкой, отсутствуют характерные признаки транскристаллизации металла: большей частью структура равноосная, в некоторых слоях наблюдаются мелкие столбчатые зерна, растущие в пределах одного слоя (рис. 9, б).

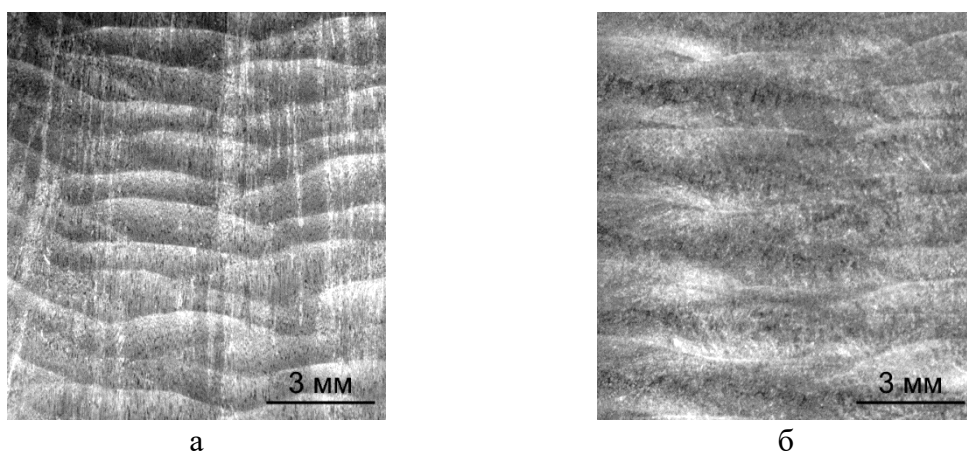


Рисунок 9 – Макроструктура наплавленного металла: а – при наплавке без послойной проковки, б – при наплавке с послойной проковкой

Микроструктура наплавленного металла в обоих случаях имеет дендритное строение. При наплавке без послойной проковки образуются дендриты столбчатой формы (рис. 10). В зонах сплавления между слоями (рис. 10 б, в) видно совпадение направления роста столбчатых дендритов нижнего слоя с верхним. По глубине слоев наблюдается незначительное изменение дисперсности микроструктуры.

В структуре наплавленного металла с послойной проковкой образуются дендриты равноосной формы с небольшой долей столбчатых дендритов в отдельных слоях (рис. 11). На границе сплавления между слоями (рис. 11 б, в) видно изменение направления роста дендритов относительно предыдущего слоя. По глубине слоев наблюдается значительное увеличение дисперсности микроструктуры. Сравнивая микроструктуру внутри слоя со структурой наплавленного металла без проковки, можно отметить существенное ее измельчение.

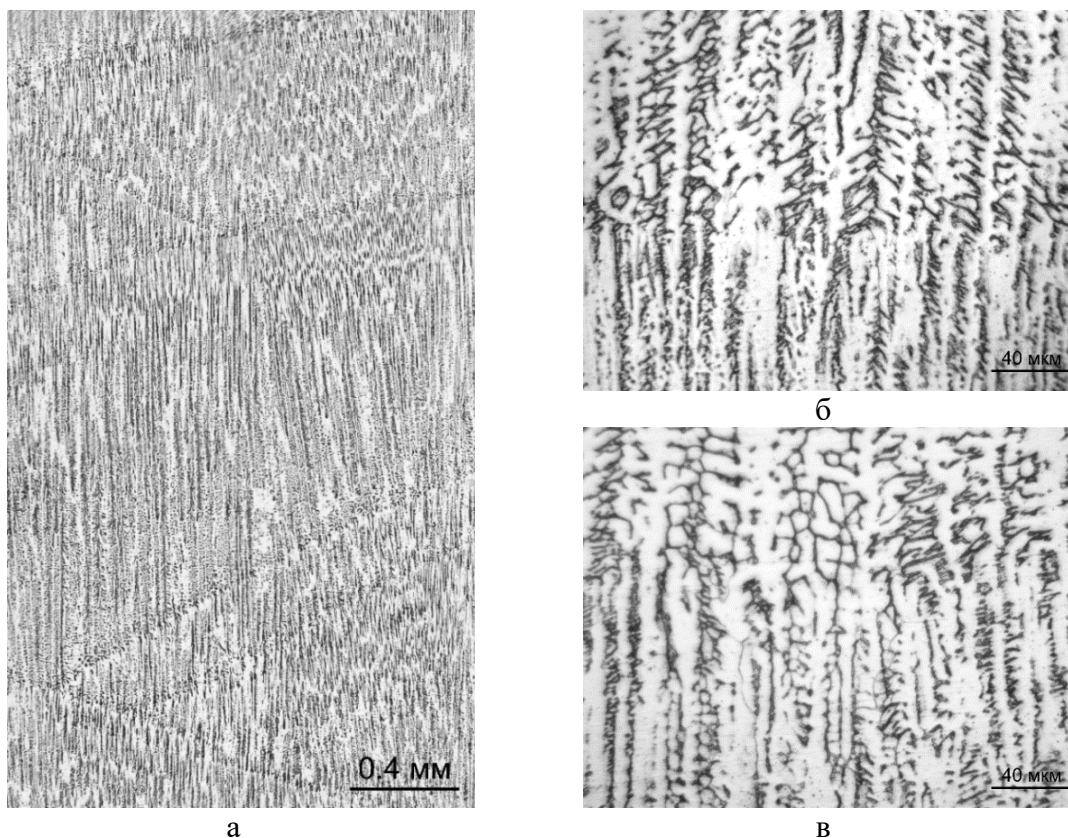


Рисунок 10 – Микроструктуры наплавленного металл без послойной проковки: а – панорамный снимок, $\times 100$; б, в – зона сплавления, $\times 500$

Рентгенофазовый анализ наплавленных образцов показал, что при плазменной наплавке плавящимся электродом без послойной проковки образуется текстурированная структура металла (рис. 12). На дифрактограмме наблюдается 3 пика, пики с наибольшей интенсивностью соответствуют углам отражения от 2 кристаллографических плоскостей γ -железа (220) и (311). На дифрактограмме металла, полученного при наплавке с послойной проковкой, пики соответствуют углам отражения от большего числа кристаллографических плоскостей γ -железа. Это соответствует поликристаллическому строению металла (основная микроструктура наплавленного металла – дендриты равноосной формы).

Изменения свойств в переходной зоне между наплавленными слоями производилось посредством измерения микротвердости по методу Виккерса. Было произведено 100 измерений в виде сетки 5×20 : 5 измерений по ширине с шагом 0,1 мм и 20 измерений по глубине с шагом 0,05 мм. Измерения производились таким образом, чтобы захватить участки нижнего и верхнего слоев.

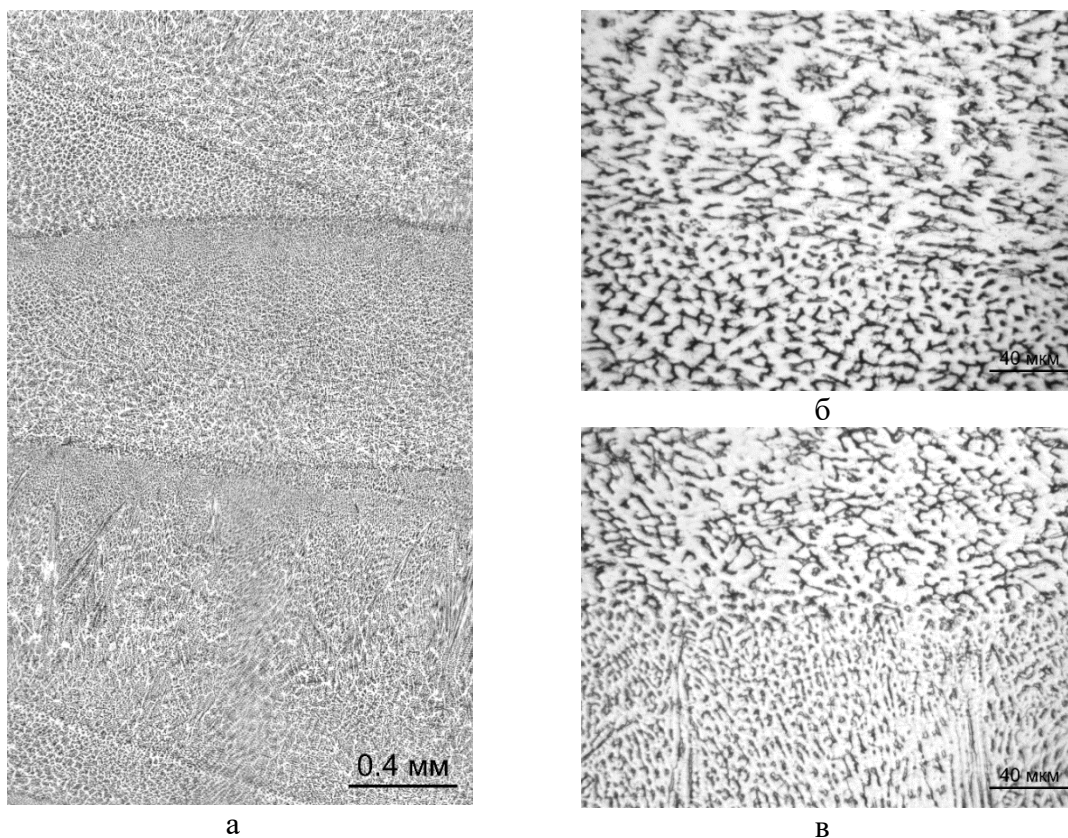


Рисунок 11 – Микроструктуры наплавленного металл с послойной проковкой: а – панорамный снимок, $\times 100$; б, в – зона сплавления, $\times 500$

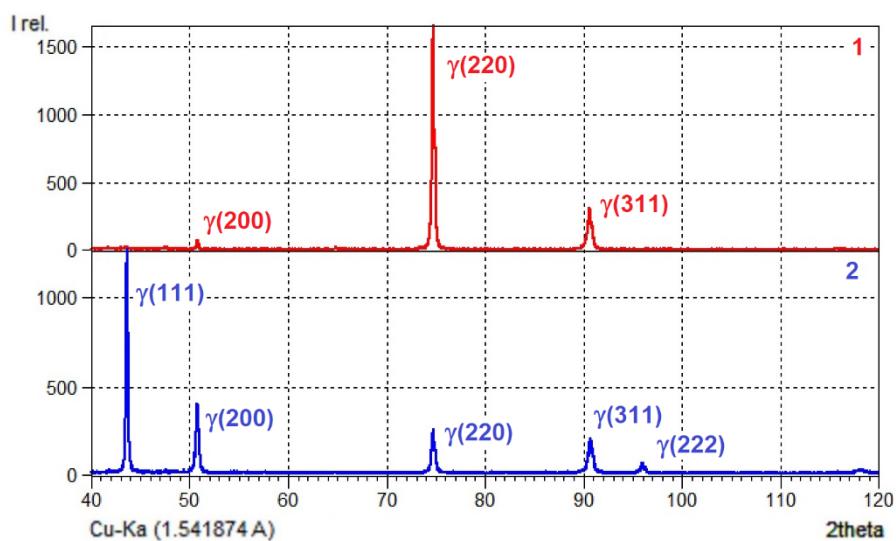


Рисунок 12 – Рентгенограммы наплавленных образцов: 1 – наплавка без проковки, 2 – наплавка с проковкой

По результатам измерения были построены карты изменения твердости и проведена статистическая обработка полученных измерений. Результаты представлены на рисунке 13 и в таблице 5. На картах

распределения твердости (рис. 13) показаны линии, указывающие зону сплавления, значения по глубине (h) со знаком «-» соответствуют нижнему слою, со знаком «+» – верхнему слою.

Таблица 5. Микротвердость образцов, полученных с использованием различных вариантов

	Наплавка без послойной деформации	Наплавка с послойной деформацией
	HV 0,1 кг/мм ²	HV 0,1 кг/мм ²
Среднее значение	201,36	250
Минимальное значение	180	224
Максимальное значение	217	279
Среднеквадратичное отклонение (σ)	7,16	11,35
Коэффициент вариации (v,%)	3.56	4.54

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

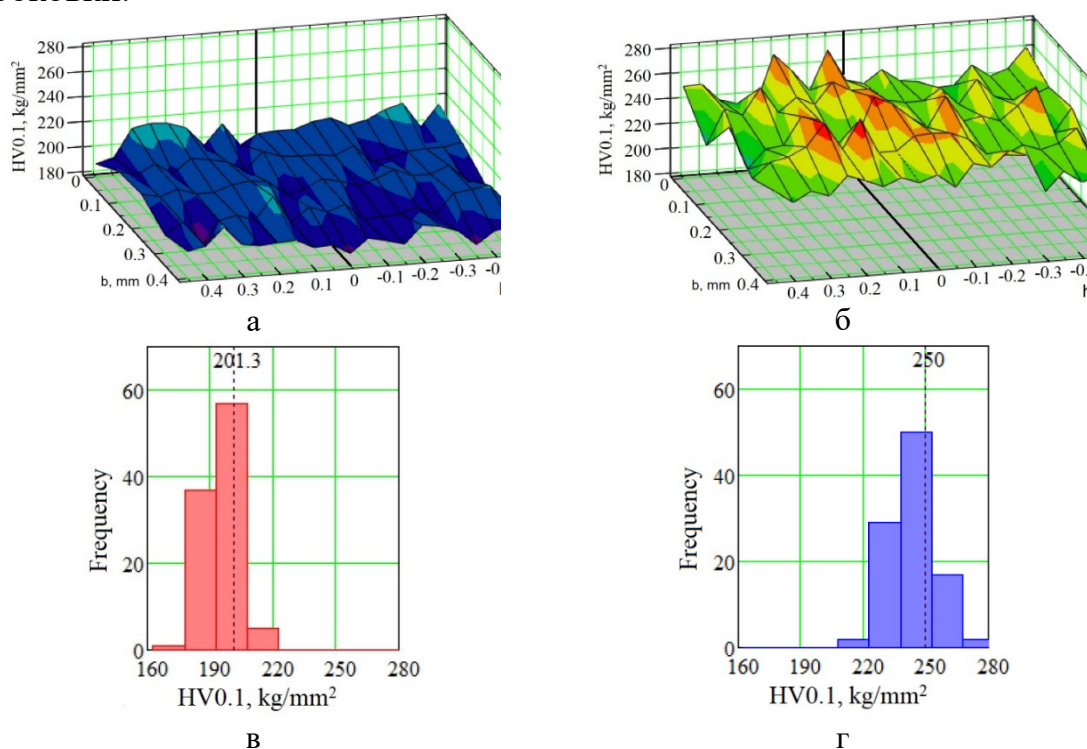


Рисунок 13 – Карты микротвердости переходной зоны между слоями (а, в) и блок-схемы частотных распределений значений микротвердости (в, г):
а, в – наплавка без проковки; б, г – наплавка с послойной проковкой;
h – изменения по глубине слоя, b – изменения по ширине слоя

Результаты механических характеристик наплавленного металла с использованием различных вариантов, полученных при испытаниях на растяжение, представлены в таблице 6. Для проведения испытаний было вырезано по четыре образца из поперечного сечения наплавленных заготовок. В таблице для сравнения добавлены требования по механическим свойствам аналогичных сплавов, получаемых традиционными способами.

Таблица 6 – Результаты испытаний механических свойств

Способ получения	Предел прочности Бв, МПа	Предел текучести Б ₀₂ , МПа	Относительное удлинение δ, %	Относительное сужение Ψ, %
Наплавка Плазма-МИГ	598 ± 7	412 ± 17	39 ± 5	46 ± 5
Наплавка Плазма-МИГ с послойной холодной проковкой	643 ± 40	497 ± 70	39 ± 3	50 ± 2
Сталь 04X18H10 (закалка T = 1020-1100 °C)	≥440	≥155	≥40	≥45
04X18H10 ГОСТ 25054-81	≥ 441	≥ 157	38-40	45-50

Результаты испытаний показали, что при получении изделий по аддитивной технологии методом наплавки металла Плазма-МИГ с послойной проковкой и без нее, механические характеристики превышают требования, предъявляемые к изделиям, полученным традиционными методами из сталей подобного класса. Применение послойной холодной проковки приводит к повышению прочностных характеристик, сохраняя пластические характеристики на высоком уровне, по сравнению с наплавкой Плазма-МИГ без проковки.

Заключение

1. В результате исследований формирования структуры металла при плазменной наплавке и плазменной наплавке плавящимся электродом (Плазма-МИГ) установлено, что формирование структуры сопровождается транскристаллизацией наплавленного металла. В результате этого образуются длинные столбчатые зерна, протяженностью через несколько слоев. Кристаллизующиеся дендриты столбчатой формы сохраняют определенную кристаллографическую ориентацию, и, соответственно, наплавленный металл имеет текстурированную структуру.

2. Применение вибрационного воздействия на жидкую ванну посредством модуляции тока при плазменной наплавке способствует частичному подавлению транскристаллизации наплавленного металла:

изменяется направление роста столбчатых кристаллитов относительно предыдущего слоя. Таким образом, дендриты столбчатой формы сохраняют свою определенную направленность в пределах наплавленного слоя. Кроме этого, применение модуляции тока при наплавке способствует измельчению дендритной структуры. Данные изменения в структуре отражаются на механических характеристиках: при плазменной наплавке с модуляцией тока наблюдается незначительное понижение прочностных характеристик и повышение пластических, по сравнению с наплавкой без модуляции. Наилучшие по совокупности свойства наблюдаются при наплавке с модуляцией тока частотой 15000 Гц.

3. Применение послойной холодной проковки при плазменной наплавке плавящимся электродом позволяет устранить транскристаллизацию наплавленного металла. В структуре наплавленного металла формируются дендриты равноосной формы, что приводит к устранению структурной текстуры. Применение проковки при наплавке способствует увеличению дисперсности микроструктуры. В результате этого прочностные характеристики наплавленного сплава превышают уровень прочности металла, наплавленного без проковки, и материалов, полученных при традиционных технологиях. При этом характеристики пластичности остаются на высоком уровне.

Литература

1. Krivosova E. A. Influence of surfacing technologies on structure formation of high-temperature nickel alloys / Krivosova E. A., Schitsin Yu. D., Trushnikov D. N., Myshkina S.N., Akulova A.V., Neulybin S.D., Dushina A.Yu. // *Metallurgist*. – 2019. – Vol. 63. No. 1–2. Pp. 197-205/ DOI 10.1007/s11015-019-00810-1
2. Shitsyn Yu.D. Plasma surfacing of high-alloy steel 10Cr18Ni8Ti on low-alloy steel 09Mg2Si / Shitsyn Yu.D., Belinin D.S., Neulybin S.D. // *International Journal of Applied Engineering Research*. – 2015. – Vol. 10. – No 20. – P. 41103–41109.
3. Душина А.Ю. Особенности кристаллизации аустенитных сталей при аддитивном производстве/ Душина А.Ю., Карабатова У.А., Ольшанская Т.В., Федосеева Е.М. // *Химия, экология, урбанистика*. – 2020. – Т. 1. – С. 324 – 328.
4. Kapil S. Hybrid Layered Manufacturing using Tungsten Inert Gas Cladding / S. Kapil, [et al.] // *Progress in Additive Manufacturing*. – 2016. – Vol. 1. – No 1. – Pp. 79-91.
5. Ding D. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding [et al.] // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* – 2015. – Vol. 81. – Pp. 465-481.
6. Martina F. Investigation of the Benefits of Plasma Deposition for Additive Layer Manufacture of Ti-6Al-4V / F. Martina [et al.] // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2012. – Vol. 212. – Pp. 1377-1386.
7. Терентьев С.А. Разработка технологии и оборудования аддитивного производства металлических изделий плазменной наплавкой плавящимся электродом: автореф. дисс. канд. техн. наук. – Пермь, 2019. – 16 с.
8. Щицын Ю.Д. Возможности плазменной обработки металлов током обратной полярности / Щицын Ю.Д., Косолапов О.А., Щицын В.Ю. // *Сварка. Диагностика*. – 2009. – № 2. – С. 42–45.
9. Щицын, Ю.Д. Плазменные технологии и оборудование: учеб. пособие / Ю.Д. Щицын. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2014. – 76 с.
10. Гринюк, А.А. Гибридные технологии сварки алюминиевых сплавов на основе дуги с плавящимся электродом и сжатой дуги / А.А. Гринюк [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 2016. – № 5-6. – С. 107-113.

11. Гринюк, А.А. Основные тенденции развития плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов / А.А. Гринюк [и др.] // Автоматическая сварка. – 2015. – № 11. – С. 39-50.
12. Дедюх, Р.И. Особенности процесса плазменной сварки плавящимся электродом (обзор) / Р.И. Дедюх // Сварочное производство. – 2014. – № 5. – С. 34-39.
13. Shchitsyn Y.D. Formation of 04Cr18Ni9 steel structure and properties during additive manufacturing of blanks / Shchitsyn Y.D., Terentev S.A., Neulybin S.D., Artyomov A.O. // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 102. – Iss. 9-12. – P. 3719-3723.
14. Агеев А.О. Разработка технологии плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом емкости из нержавеющей стали [Электронный ресурс] / А.О. Агеев, Р.И. Дедюх. – Режим доступа. – <http://www.lib.tpu.ru/fulltext/c/2013/C36/V2/015.pdf>
15. Lee H. Effect of plasma current on surface defects of plasma-MIG welding in cryogenic aluminum alloys / H. Lee, S. Park, C. Kang // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 223. – Pp. 203-215.
16. Blakhyna I. Investigation of surfaced press molds made its working resource / I. Blakhyna // Technology audit and production reserves. – 2017. – Vol. 3. – № 1(35). – Pp. 34-38.
17. Lee H. Control of surface defects on plasma-MIG hybrid welds in cryogenic aluminum alloys / H. Lee [et al.] // Int. J. Nav. Archit. Ocean Eng. – 2015. – № 7. – Pp. 770-783.
18. Shchitsyn Y.D. Formation of 04Cr18Ni9 steel structure and properties during additive manufacturing of blanks / Y.D. Shchitsyn, S.A. Terentev, S.D. Neulybin, A.O. Artyomov // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 102. Iss. 9-12. – P. 3719-3723.

Electron beam additive technology for the manufacture of turbojet engine parts operating at elevated temperatures and high voltages

I N Starkov^{1,2}, K A Rozhkov^{1,2}, T V Olshanskaya² and D N Trushnikov²

¹JSC "Perm Plant" Mashinostroitel ", Russia, Perm

²Perm National Polytechnic University, Russia, Perm

Abstract: At present, corrosion-resistant high-alloy steels are used for turbojet engine parts such as turbine bearings, heat-insulating casings and various casings. These parts are obtained by traditional methods: making forgings or solid-rolled rings with subsequent long-term machining to a finished finished part. In order to exclude the use of forgings and reduce the cost of manufacturing the above-mentioned parts, work was carried out on the possibility of using the additive technology of layer-by-layer growth using an electron beam to obtain prototypes. This technology provides mechanical properties higher than those of forgings or solid-rolled rings, which has been confirmed on prototypes. The results of the work performed can be applied to parts, for example, from EP609-Sh heat-resistant steel.

1. Introduction

Additive manufacturing or layer-by-layer synthesis technologies are breakthrough technologies of this century and are the processes of adding material to the existing base in order to create an object according to the model layer by layer [1, 2]. At the same time, a product of additive manufacturing can be an independent product or a workpiece that requires subsequent machining to obtain the required shape and size, as well as surface cleanliness [3]. Formation of blanks of large-sized metal parts using high-performance methods of multilayer wire surfacing can often significantly reduce the time and cost of their manufacture [4, 5]. The choice of the surfacing method for the layer-by-layer synthesis of the workpiece of a particular product is determined by its material, the requirements for the geometry and accuracy of the deposited layers, and the requirements for the mechanical properties of the deposited material [2, 6, 7].

One of the promising areas of additive technology is the use of technological electron beams for melting filler wire in vacuum, which most clearly manifests its advantages in the manufacture of parts from chemically active materials at the same time high requirements for the level of mechanical properties and low residual porosity [8-12]. Examples of such products, taking into account such advantages of electron-beam wire additive technologies as high productivity and accuracy of dosing thermal power, can be parts of turbojet engines operating in severe conditions: at high temperatures, these parts must

also withstand colossal loads and guarantee reliable and trouble-free operation [11-13]. For the manufacture of these units, corrosion-resistant steels are used, for example, EP609-Sh steel is used for the PS-90A turbojet bypass engine.

The purpose of this work is to assess the possibility of additive wire electron-beam formation of workpieces of products operating under load at high temperatures.

2. Research methodology

The essence of the process of electron-beam additive technology lies in the layer-by-layer formation of a part by means of direct deposition of a wire material melted by an electron beam, and occurs as follows: an electron beam focused on the surface of the substrate or on the surface of an already grown metal layer forms a molten bath, into which an additive is introduced. wire, thereby increasing the volume of molten metal. When the material to be processed is displaced, the molten pool is displaced, as a result of which the metal deposited at the previous stage solidifies, forming a layer of the part. Thus, layer by layer, the wire, melted by the electron beam, forms the part.

Corrosion-resistant steel EP609-Sh of the martensitic class, has a ultimate tensile strength of no more than 910 MPa, an impact toughness of at least 750 kJ/m², after quenching and aging, the upper tensile strength decreases to 870 MPa, and the upper limit of relative elongation decreases from 14 to 13%. The chemical composition of this steel is shown in Table 1.

Table 1 – Chemical composition of EP609-Sh

C %	Cr %	Mo %	Nb %	V %	Ni %	Si %	Mn %	S %	P %
0,05-0,09	10,5-12,0	0,35-0,50	0,05-0,15	0,15-0,25	1,4-1,8	≤0,6	≤0,6	≤0,02 0	≤0,03 0

In order to determine the possibility of using electron-beam additive technology for the manufacture of parts of a turbojet engine from EP609-Sh, research work was carried out to grow, control and test samples.

To grow the samples, we used a TETA 6E250-HE setup manufactured by NPK TETA (shown in Figure 1), with a volume of 0.125 m³, equipped with a 6 kW static electron-beam gun, a 4-axis manipulator of the product and an external filler material feed mechanism. The installation and the process of growing parts are controlled by a unified control system using the TetaCEW software, the interface of which is shown below in Figure 2. Based on the constructed 3D models of the samples, the control program splits the given model into layers and automatically creates an algorithm for overlaying layers

with wire filler material. When constructing the algorithm, the operating parameters of the manipulator drives in the horizontal X-Y-plane, the vertical movement of the deposited specimen along the Z axis, the parameters of the wire feed mechanism and the energy parameters of the power unit are set.

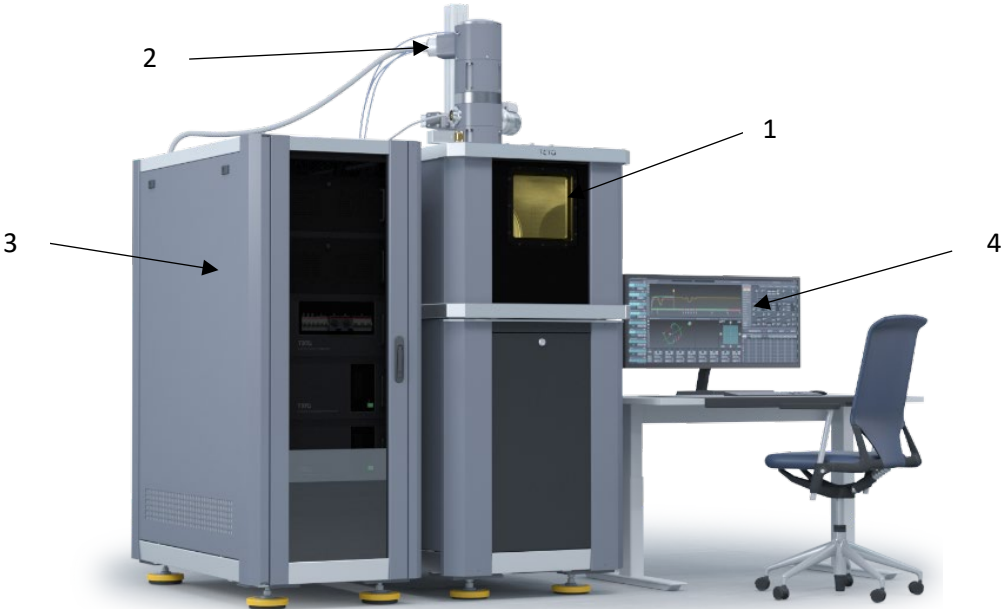


Figure 1 – Installation for ELAT "TETA 6E250-HE":
 1 – vacuum chamber; 2 – above-chamber electron-beam gun; 3 – control cabinet and high-voltage power supply; 4 – unit control panel (wire feeder and vacuum pumps are located on the rear wall of the chamber)

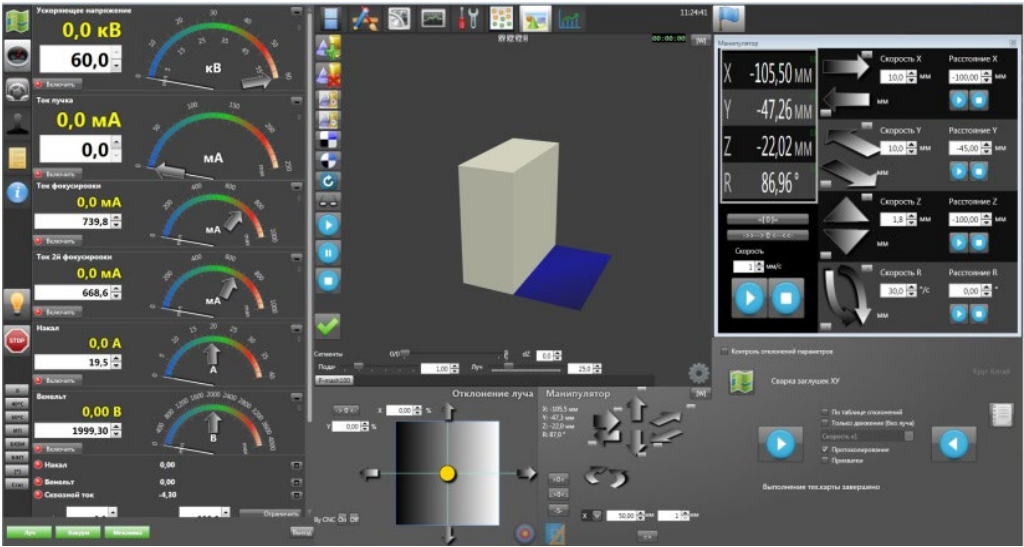


Figure 2 – ELAT TetaCEW software

On one of the samples, the optimal modes of the electron-beam additive technology were selected, the speed of movement of the sample relative to the electron beam at the beginning of the surfacing process was 20 mm / s, on subsequent layers it was increased to 25 mm/s, the same was done with the feed rate of the filler material: from 30 mm/s to 37.5 mm/s, while the power of the electron beam was 2.4 kW for a stable melting process. With these modes, a productivity of 1.7 - 2.13 kg/h was achieved. Figure 3 shows the process of sample formation by electron beam additive technology.



Figure 3 – ELAT Sample Formation Process:
a) the first layer; b) fifth layer

In the course of the work, electron-beam growth of four samples with dimensions of 100x100x45 mm was carried out from wire material EP609-Sh, the total mass of the deposited material was more than 20 kg. As a substrate for the formation of samples, we used plates made of EP609-Sh rolled sheets with dimensions of 200x150x12 mm. The samples were grown using Sv-07Kh12NMBF-Sh (EP609-Sh) welding wire with a diameter of 1.6 mm.

Cladding was carried out with an electron beam perpendicular to the substrate surface in the lower position, the filler wire was fed into the front part of the bath at an angle of 45° to the vertical axis and perpendicular to the direction of movement of the manipulator table (Figure 4 shows the variations of the wire feed direction).

The lateral wire feed provides a smoother surface of the roller, moreover, the lateral feed made it possible to carry out the growing process continuously, without stopping to return to the beginning [10]. The beam was swept along a spiral trajectory, with such an oscillation of the beam, most of the energy is spent on melting the wire, and the turns of the trajectory of a larger diameter provide local melting of the previous layer and even smoother formation of the bead, due to the smoothing effect of spiral movement.

The additive process, proceeding within the selected surfacing modes, ensures high stability of the layer-by-layer formation of samples, the growth

accuracy (i.e., the deviation of the surface from a given plane) is no more than 3 mm.

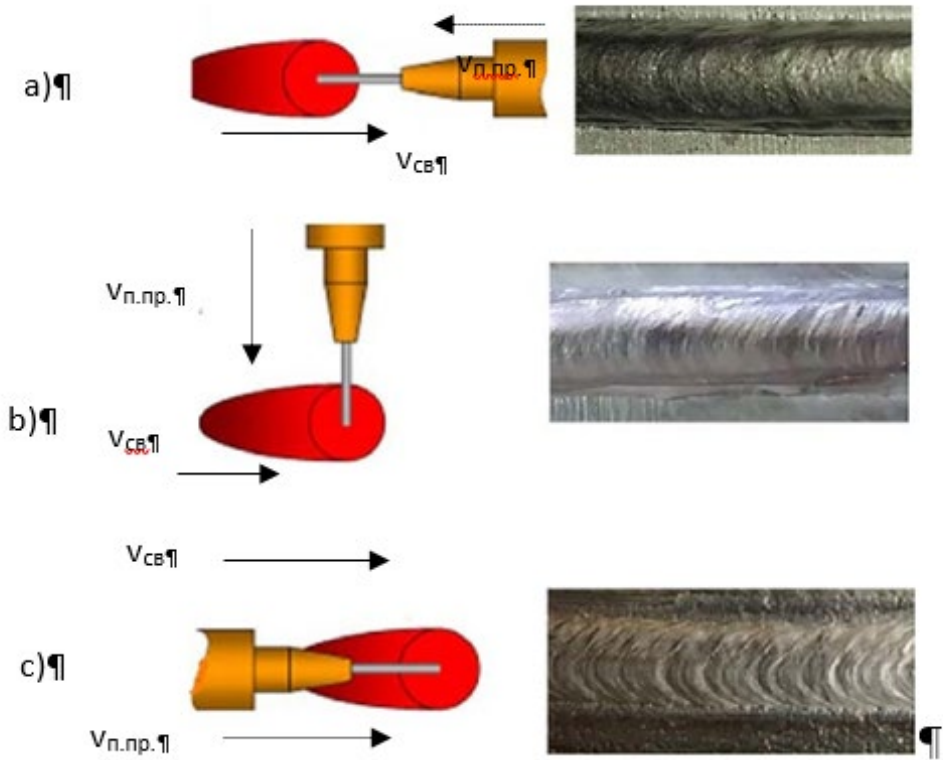


Figure 4 – Dependence of the formation on the direction of the wire feed (v_{CB} – the direction of growing; $v_{н. нр. л}$ – the direction of the wire feed): a) front feed; b) back feed; c) side feed

After growing, the samples underwent heat treatment: quenching in a muffle furnace at a temperature of $1010 \text{ }^\circ \pm 10 \text{ }^\circ \text{C}$ (holding and cooling in air) and tempering in air at a temperature of $650 \text{ }^\circ \pm 10 \text{ }^\circ \text{C}$, these samples are shown in Figure 5.

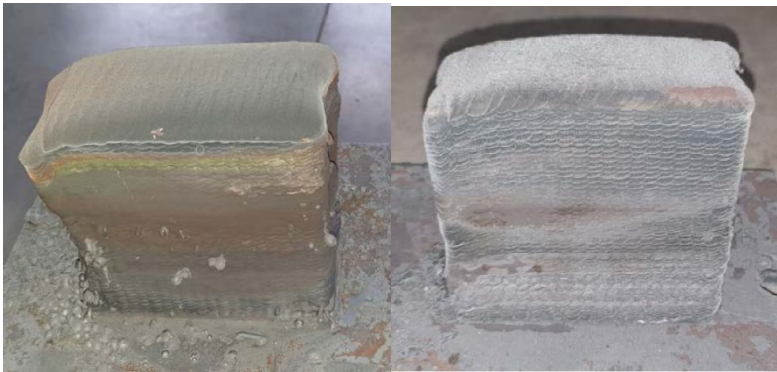


Figure 5 – Appearance of the grown samples after heat treatment

3. Research results

The quality control of the grown metal was carried out by non-destructive control methods: according to the results of color flaw detection, no defects were found, which only indicates the absence of external defects or internal defects that were revealed after mechanical processing of the sample; According to the results of ultrasonic and X-ray inspection, on 2 out of 4 samples, single rounded and elongated pores and chains of pores lined up were revealed (a diagram of the location of defects is shown below in Figure 6). The diameter of single pores does not exceed 1 mm, which meets the requirements for the quality of welded structures for a PS-90A turbojet engine from EP609-Sh. The detected pore chains have a length of 15 and 50 mm, are an unacceptable defect and must be corrected. The resulting defects can be attributed to the group of "layer formation" defects, the most likely reason for their formation is insufficient melting of the filler material due to the "shadow zone". Those. The point is that during lateral feeding of the filler material, the electron beam intensively affects only the upper part of the wire, while the lower part of the wire is melted only by thermal conduction. Shadow areas of the filler material can, without melting, fall outside the weld pool and remain in a solid state, forming in this area of discontinuities: pores, chains of pores, cavities and entire zones of lack of fusion.

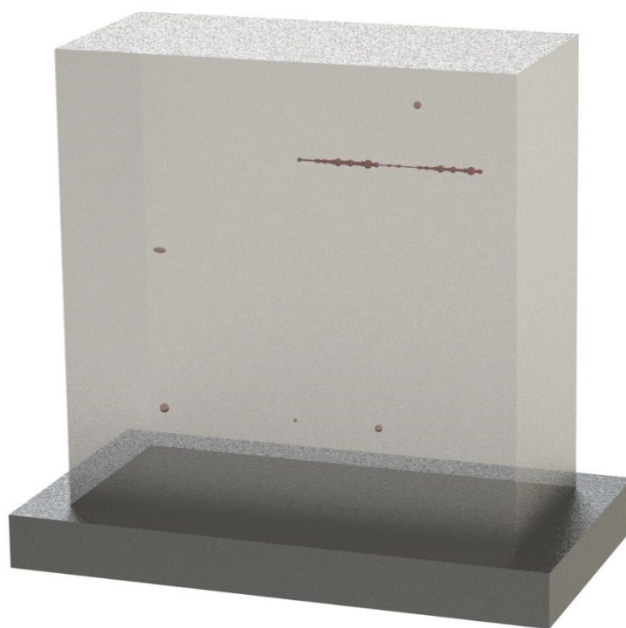


Figure 6 – Defect location diagram

The chemical analysis of the grown sample showed that in the process of electron-beam growing of parts made of EP609-Sh, no critical changes in the composition were revealed, the content of all chemical elements is within tolerance and corresponds to the starting material 07X12NMBF-Sh supplied

according to TU 14-1-931-74. The table shows the chemical composition of the grown material.

The performed mechanical tests of four samples confirmed the high strength characteristics of the grown material, so the ultimate strength and yield strength during tensile tests were (1130–1180) MPa and (945–1005) MPa, respectively, and the impact strength (KCU) was from 108 to 184 J/cm².

Table 2 – Chemical composition of the grown metal

C %	Cr %	Mo %	Nb %	V %	Ni %	Si %	Mn %	S %	P %
0,071	11,0	0,47	0,09	0,22	1,65	0,29	0,109	0,0015	0,013

Electron beam additive technology is considered as an alternative technology for producing parts from thick-walled workpieces. Table 3 below shows a comparison of the mechanical properties of forgings, solid-rolled rings and the material obtained by ELAT in the same heat-treated state.

Table 3 – Comparison of the mechanical properties of the grown material

Mechanical properties	ELAT	Forgings	Solid-rolled rings
Ultimate strength, MPa	1160	833	910
Yield strength, MPa	980	736	785
Relative extension, %	13,5	12	10
Relative narrowing, %	57	55	50
Impact strength, J/cm ²	138	68	73

The mechanical properties of the grown samples by direct deposition of a wire material melted by an electron beam are higher than the lower limits of the properties of EP609-Sh workpieces. Thus, studies have shown that the mechanical properties of parts grown using the technology under consideration fully meet the requirements of OST and TU, and in some respects the grown material even exceeds the properties of solid-rolled rings.

4. Conclusions

So, in the course of the experimental research work, it was established that the electron-beam additive technology can be used to manufacture parts from EP609-Sh heat-resistant steel without deteriorating any mechanical properties of the material, while ensuring the required quality. The productivity of growing a workpiece for a part is on average 2 kg/h, while the growing accuracy (i.e., the deviation of the surface from a given plane) is not worse than 3 mm. These deviations from the 3D model are local in nature, mainly due to the formation of slugs of the layer on the previous layer. Part growing accuracy

and quality can be improved by implementing an additive technology for electron beam direct deposition of axially fed wire material.

References

1. Glazov S.I., Lyushinsky A.V., Magnitov V.S., Oboznov V.V., Chuklinov S.V. 2001 Fundamentals of electron beam and diffusion welding technology (Russia, Rybinsk).
2. Poplavko Yu.M 2007 Fundamentals of physics of magnetic phenomena in crystals (Ukraine, Kiev).
3. Bakeev I.Yu., Buracheskivsky Yu.A., Burdovitsin V.A., Osipov I.V., Rau A.G., Semenov G.V. 2017 Installation of electron beam growing of metal products (reports of TUSUR, volume 20, No. 3).
4. Poletika IM, Golkovsky MG, Perovskaya MB 2006 Formation of the structure and properties of the surface layers of steel and cast iron during electron beam hardening (Physics and Chemistry of Material Processing No. 6).
5. W.J. Sames, F.A. List, S. Pannala, R.R. Dehoff, S.S. Babu // International Materials Reviews. 2016 The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing (International Materials Reviews. 2016.Vol. 61, No. 5).
6. Gokuldoss P. K., Kolla S., Eckert J. 2017 Additive Manufacturing Processes: Selective Laser Melting, Electron Beam Melting and Binder Jetting – Selection Guidelines (Vol. 10).
7. Queral V., Rincón E., Lumsdaine A., Cabrera S., Spong D. 2001 Composites and additive manufacturing for high-field coil supports for stellarators (Fusion Engineering and Design. Vol. 169).
8. Shemendyuk E.R., Ermakov A.S., Ionov K.S. 2020 Integration of additive technologies into the production structure of the enterprise of the radar industry (Welding production. No. 7).
9. D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li. 2015 Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests (The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. T. 81, No. 1-4).
10. Waller J.M., Saulsberry R.L., Parker B.H., Hodges K.L., Burke E.R., Taminger K.M. 2015 Summary of NDE of additive manufacturing efforts in NASA (AIP Conference Proceedings. Vol. 1650).
11. Sliva A.P., Gudenko A.V., Marchenkov A.Yu., Zhgut D.A., Goryachkina M.V., Dragunov V.K. 2020 Mechanical properties of aluminum alloy AMg6, obtained by the method of wire electron-beam additive shaping (Welding production. No. 12.).
12. Fuchs J., Schneider C., Enzinger N. 2018 Wire-based additive manufacturing using an electron beam as heat source (Welding in the World. Vol. 62, No. 2).
13. M.St. Węglowski, S. Błacha, J. Pilarczyk, J. Dutkiewicz, Ł. Rogal. Electron beam additive manufacturing with wire - Analysis of the process (AIP Conference Proceedings.Vol. 1960).
14. Varushkin SV, Trushnikov DN, Salomatova ES, Belenky V.Ya., Permyakov GL. 2019 Multilayer electron-beam surfacing with wire material (Bulletin of the Perm National Research Polytechnic University. Mechanical engineering, materials science. Vol. 21. No. 4).
15. Sciaky Inc. Electron Beam Additive Manufacturing (EBAM) - Advantages of Wire AM vs. Powder AM [Electronic resource] URL: <http://additivemanufacturing.com/2015/10/14/electron-beam-additive-manufacturing-ebam-advantages-of-wire-am-vs-powder-am/> (Accessed 06.04. 2021).
16. Shcherbakov A.V., Gaponova D.A., Sliva A.P., Gudenko A.V., Rodyakina R.V., Goncharov A.L., Rubtsov V.P., Dragunov V.K. 2020 Electron beam technology of additive shaping with filler wire feed /- 2nd edition, rev. and revised (Moscow: Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Professional Education "National Research University" MPEI ", 2020).
17. Sciaky Inc. EBAM Drives Innovation for Many Applications and Industries. [Electronic resource] URL: <https://www.sciaky.com/additive-manufacturing/applications-industries> (Accessed 04/06/2021).

УДК 669.245; 621.791.92

Разработка и внедрение перспективной технологии восстановления торца пера рабочей лопатки первой ступени ТВД из сплава ЖС32-ВИ методом лазерной порошковой наплавки

Шамов Дмитрий Сергеевич¹, Котельников Альберт Викторович¹,
Иванов Артем Михайлович¹, Фурсенко Евгений Николаевич¹, Ермолаев
Александр Сергеевич¹, Старков Дмитрий Александрович¹

¹ АО «ОДК-Авиадвигатель», Пермь, Россия

Аннотация. Исследование посвящено разработке метода восстановительного ремонта торца пера рабочих лопаток 1 ступени турбины высокого давления. В работе использовался метод лазерной порошковой наплавки (ЛПН) с применением присадочного жаропрочного никелевого порошка сплава марки ЖС32-ВИ. Металлографические исследования после наплавки лопаток показали однородную структуру, отсутствие трещин и несплавлений в материале наплавки и зоне термического влияния. После завершения полного цикла ремонта лопатки успешно прошли усталостные и предьявительские испытания. Разработанная технология ремонта внедрена в конструкторскую документацию и применяется в серийном производстве. Получен патент № 2686499.

Ключевые слова: лазерная порошковая наплавка, ремонт, лопатки турбины высокого давления, аддитивные технологии, порошок из жаропрочного никелевого сплава.

Abstract. The study is dedicated to development of the method of the high pressure turbine Stage 1 blade airfoil section tip repair. The work was performed with the process of laser powder metal deposition using the additive heat resistant Nickel powder of ZhS32-VI alloy. Metallographic examination after blades LMD demonstrated uniform structure, no cracking and no poor fusion locations in the deposited material and heat affected zone. After completion of the whole cycle of repair the blades have successfully passed fatigue and witness tests. The developed repair process is introduced in design documentation and is used in the serial production. Patent No. 268499 was obtained.

Keywords: laser powder metal deposition, repair, high pressure turbine blades, additive manufacturing, heat resistant Nickel alloy powder.

Введение

Общий ресурс работы газотурбинного двигателя составляет 100 000 часов и включает в себя 3 капитальных ремонта с межремонтным ресурсом 25 000 часов. Износ торцевой поверхности рабочей лопатки 1 ступени ТВД приводит к снижению их ресурса, увеличению радиального зазора между ротором и статором, а, следовательно, и к снижению КПД

двигателя в целом [1], поэтому при капитальном ремонте двигателя рабочие лопатки 1 ступени турбины высокого давления проходят цикл восстановительного ремонта.

Существующая технология ремонта торца пера рабочих лопаток 1 ступени ТВД из сплава ЖС32-ВИ методом высокотемпературной пайки в вакууме пластин из сплава ЖС32-ВИ малопроизводительна, трудоёмка, выход годного – 50%, ремонт лопаток возможен один раз в связи с механической обработкой торца пера под пайку, в результате которой доньшко колодца утоняется до размеров несоответствующих конструкторской документации.

Актуальность

Максимальный жизненный цикл лопатки при существующем методе ремонта (высокотемпературная пайка) составляет 50 000 часов, далее лопатки бракуются и утилизируются. Ввиду значительной стоимости изготовления лопаток увеличение ресурса работы до 100 000 часов путем разработки технологии восстановительного ремонта торцов рабочих лопаток методом лазерной порошковой наплавки является актуальным.

Ход работы

Никелевые жаропрочные сплавы с содержанием упрочняющей γ' -фазы более 60% считаются ограниченно свариваемыми (несвариваемыми) из-за высокой склонности к образованию горячих трещин при применении присадочного материала, идентичного по химическому составу и уровню жаропрочности основному металлу.

Решением проблемы восстановления изношенных торцов рабочих лопаток турбины высокого давления из сплава марки ЖС32-ВИ стало применение аддитивной технологии ремонта, в частности метода ЛПН с коаксиальной подачей порошка из сплава марки ЖС32-ВИ. Внешний вид наплавленных рабочих лопаток 1 ступени ТВД представлен на рисунке 1.



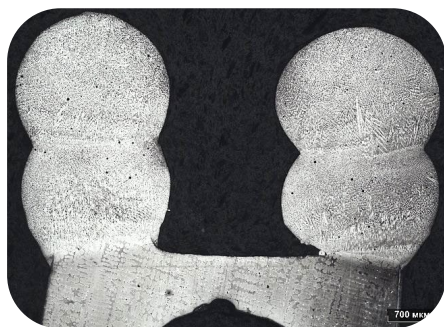
Рисунок 1 – Внешний вид наплавленных лопаток

Использование метода ЛПН обусловлено локальностью воздействия, что приводит к снижению короблений деталей и уменьшению зоны термического влияния [2]. Преимуществом данного способа является возможность варьирования следующих диапазонов технологических параметров режимов лазерной наплавки:

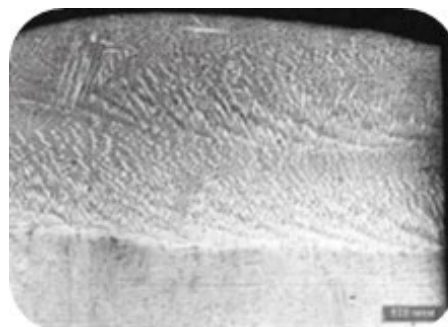
- мощность лазерного излучения;
- диаметр пятна луча лазера;
- форма импульса периодического лазерного излучения;
- длительность импульса лазерного излучения;
- частота следования импульса лазерного излучения;
- расход транспортирующего и защитных газов;
- расход присадочного порошка;
- скорость наплавки.

При выборе оптимальных параметров режима наплавки достигается отсутствие горячих трещин в наплавленном и основном металлах, а также в зоне термического влияния.

Металлографические исследования после восстановления изношенной поверхности показали однородную структуру, отсутствие трещин и несплавлений в материале наплавки и зоне термического влияния, результат представлен на рисунке 2.



поперечный шлиф



продольный шлиф

Рисунок 2 – Результат металлографических исследований

Восстановленные лопатки прошли полный цикл ремонта, включающий в себя механическую обработку и специальный контроль капиллярным методом (цветная дефектоскопия), а также усталостные и предьявительские испытания.

На сегодняшний день отремонтировано более 10 моторокомплектов, лопатки находятся в эксплуатации.

Заключение

Разработана и внедрена в конструкторскую документацию и применяется в серийном производстве технология восстановительного ремонта торца пера рабочих лопаток 1 ступени турбины высокого давления из сплава марки ЖС32-ВИ методом лазерной порошковой наплавки сплава марки ЖС32-ВИ. Получен патент № 268499.

При использовании данного метода ремонта ресурс рабочих лопаток ТВД увеличен до 100 000 часов. Стоимость эксплуатации на один межремонтный период сократилась в 6 раз для одного моторокомплекта.

Литература

1. Иноземцев А.А. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок / А.А. Иноземцев, Н.А. Нихамкин, В.Л. Сандрацкий. – М.: Машиностроение, 2008. – Т. 2. – С. 264.
2. Ермолаев А.С. Лазерные технологии и процессы при изготовлении и ремонте деталей газотурбинного двигателя / А.С. Ермолаев, А.М. Иванов, С.А. Василенко // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. – 2013. - № 35. – С.49 – 63.

Раздел IV. Оборудование для электронно-лучевой обработки

Применение развертки электронного луча в системе управления процессом формирования сварного шва корпусов приборов РЭА КА

А.Н. Касицын¹, В.В. Данилин¹, А.В. Леонов¹, М.М. Карпов¹,
Р.Ю. Агафонов², Н.О. Веремеева²

¹АО «Российские космические системы», г. Москва, Россия.

²ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», г. Москва, Россия.

E-mail: contact@spacecorp.ru

Аннотация. Для обеспечения стабильности формирования сварных соединений в процессе герметизации корпусов приборов РЭА КА методом ЭЛС был предложен способ сварки, совмещающий использование системы управления на основе коллектора электронов и развертку электронного луча поперек стыка. Для оценки возможности применения развёртки луча в системе управления, был исследован характер получаемого на коллекторе электронов сигнала. Для оценки качества получаемого соединения с применением развертки луча были проведены металлографические исследования. В качестве оптимального типа развёртки в предложенном способе была определена развертка луча типа треугольник.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, развертка луча, система управления ЭЛС, коллектор электронов, сварочные зазоры, герметизация корпусов

Abstract. To ensure formation stability of welded joints in the process of sealing the radio equipment housings devices using electron beam welding (EBW), a welding method was proposed that combines usage of a control system based on an electron emission sensor with scanning of an electron beam across the joint. The signal that received from electron collector was investigated to assess the possibility of using the beam sweep in the control system. The metallographic studies were carried out to assess the quality of the resulting welding joint welded using beam sweep. As the optimal type of scan in the proposed method, a triangular-type beam sweep was determined.

Keywords: electron beam welding, beam sweep, EBW control system, electron emission sensor, welding gaps, sealing of radio equipment housings

Введение

Обеспечение качества изготовления изделий радиоэлектронной аппаратуры космических аппаратов (РЭА КА) является одной из важнейших задач в космическом приборостроении. Герметизация корпусов приборов РЭА КА, выполненных из сплава АмГб, методом электронно-лучевой сварки (ЭЛС) является высокотехнологичным процессом, позволяющим получать сварные соединения, удовлетворяющие предъявляемым требованиям. Благодаря ведению

процесса ЭЛС в вакууме обеспечивается идеальная защита сварочной ванны от взаимодействия с атмосферой. Применение концентрированного потока энергии позволяет производить локальное тепловложение без значительного нагрева корпуса прибора. Получаемое сварное соединение корпуса и крышки однородно, герметично и соответствует физико-механическим характеристикам основного металла корпуса и крышки. Однако, на стабильность формирования сварного шва при ЭЛС оказывает множество факторов, среди которых как энергетические характеристики электронного пучка, так и геометрические особенности свариваемых изделий.

В процессе изготовления, сборки и подготовки корпуса к сварке, а также по причине конструктивных особенностей между свариваемыми кромками возникают зазоры. Чем больше зазор между свариваемыми кромками, тем большая часть распределения плотности мощности электронного пучка в пятне нагрева попадает в зазор, тем самым значительно снижая КПД процесса плавления, приводя к несплавлению. Кроме того, зазоры могут возникать непосредственно в процессе ЭЛС за счет возникновения усадочных напряжений при формировании сварного шва.

При появлении зазоров между свариваемыми кромками в процессе герметизации базовые приемы их уменьшения малоэффективны, в следствие чего является актуальным применение автоматической системы управления ЭЛУ для адаптивной корректировки параметров сварки при герметизации корпусов приборов, например, корректировки тока луча, тока фокусировки и добавления развертки луча с целью обеспечения сплавления свариваемых кромок при образовании зазоров между ними.

Возможным вариантом реализации такой системы может быть система управления, в основе которой лежит информация, полученная с коллектора электронов непосредственно в процессе сварки. В работах [1-2] установлено, что информация с датчика обратной связи на основе отраженных электронов может применяться для управления параметрами ЭЛС, однако не было рассмотрено влияние параметров режима сварки с разверткой электронного луча на регистрируемый датчиком обратной связи сигнал и качество получаемого соединения.

Методика проведения исследований

Для проведения исследования влияния развертки луча и ее формы в процессе сварки кромок с зазорами при герметизации корпусов приборов РЭА КА на качество получаемого соединения и характер регистрируемого сигнала с коллектора электронов использовалось совместное применение развертки электронного луча и системы управления [2], был изготовлен

ряд технологических образцов в виде торцевых сварных соединений двух пластин из сплава АМгб длиной 150 мм и толщиной свариваемых кромок в 1,3 мм. С одной стороны кромки плотно фиксировались в оснастке без зазора, а с другой выставлялся зазор в 1 мм. Корректность величины выставленного зазора на протяжении всего образца до сварки измерялась при помощи щупа. После сварки образцов также оценивалась длина полученного сварного шва до образования несплавления кромок. Выполнение сварного шва проводилось с регистрацией тока коллектора электронов с применением цифрового осциллографа – самописца для дальнейшего определения применимости сигнала в системе обнаружении зазора в процессе ЭЛС. Схема измерения сигнала представлена на рисунке 1.

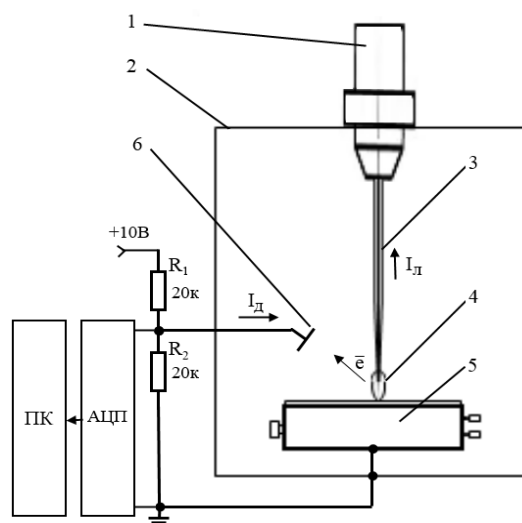


Рисунок 1 – Принципиальная схема системы регистрации электронного тока в составе ЭЛУ, где 1 – электронно-лучевая пушка; 2 – вакуумная камера, 3 – пучок электронов; 4 – плазменный факел; 5 – герметизируемый корпус; 6 – коллектор электронов; R₁, R₂ – сопротивления для согласования сигнала

Все образцы сваривались при следующих постоянных параметрах: ускоряющее напряжение 30 кВ, скорость сварки 60 м/ч, ток фокусирующей системы 418 мА при диаметре пучка в 1.3 мм. Для режимов сварки с применением развертки луча поперек стыка частота развертки составляла 300 Гц, скважность 50%. Сварка первых 4-х образцов проводилась при одинаковом токе пучка, который составлял 10 мА, в качестве развертки были выбраны формы в виде синусоидального сигнала, меандра, треугольного сигнала для образцов 2-4 соответственно, также был сварен контрольный образец № 1 без развертки. Полученные данные проходили обработку в программном пакете Origin.

Также была выполнена сварка образцов с различной амплитудой колебаний для изучения влияния развертки типа «треугольник» на

качество сварного соединения. Образец 01 получен без применения развертки, а образцы 02 и 03 при ее наличии с амплитудой колебаний электронного луча поперек стыка в случае 02 образца – 0,6 мм; 03 образца – 1 мм. Зазор образцов также раскрывается от 0 до 1000 мкм. Сварка образцов проводилась на токе пучка в 9,5 мА.

Для анализа макро- и микроструктуры изготавливались шлифы из полученных образцов. С помощью отрезного станка с водоохлаждением Struers были вырезаны несколько сегментов на различных расстояниях от точки входа электронного луча. Для получения микрошлифов вырезанные сегменты заливались эпоксидной смолой. После полной полимеризации смолы выполнялось шлифование на шлифовальном станке Buehler с использованием шлифовальных кругов зернистостью F180, F400, F1200 при усилии 20 фунтов с подачей воды в зону шлифования. Полировка осуществлялась на сукне с использованием полировальных суспензий зернистостью 9 мкм, 3 мкм и 0,05 мкм.

Для исследования микроструктуры участков сварного соединения образцов было выполнено последовательное травление [3] сначала реактивом Келлера, а затем реактивом Века, который дополнительно окрашивает структурные и фазовые составляющие. Микро- и макроструктурные исследования проведены методом оптической микроскопии в светлом поле на микроскопе Olympus при увеличении $\times 100$, $\times 200$ и $\times 500$.

Результаты исследования и их обсуждение

Анализируя полученную протяженность сварных соединений образцов 1-4 можно сделать вывод о влиянии типа развертки электронного луча на свариваемость образцов с зазорами. На рисунке 2 показаны образцы, выполненные с различными типами развертки.

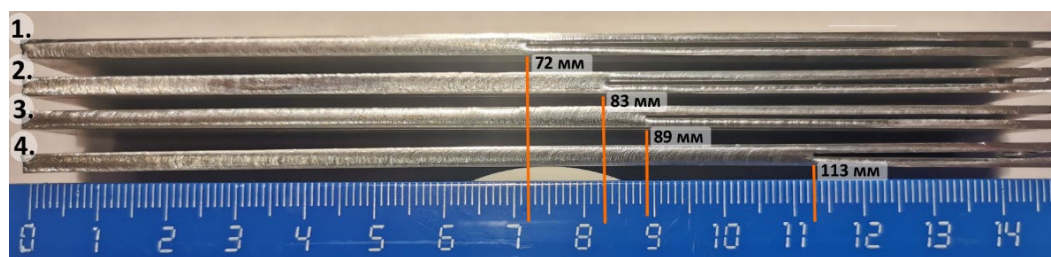


Рисунок 2 – Сварка образцов с различными типами разверток. 1 – сварка без развертки, 2 – сварка с синусоидальной разверткой, 3 – развертка меандр, 4 – развертка треугольник

Наименьшая длина сварного шва получена при сварке без развертки луча, в данном случае протяженность сварного шва составила 72 мм сплавление кромок прекращается при зазоре 0,38 мм. Сплавление

образцов 2 и 3 прекратилось при зазорах в 0,55 мм и 0,59 мм. Указанные результаты свидетельствуют о положительном влиянии изменения распределения плотности мощности по поверхности свариваемых кромок на длину полученного сварного шва, так образец 4, выполненный с траекторией развертки в форме треугольника имеет самую большую продолжительность шва, а сплавление свариваемых кромок прерывается при зазоре 0,66 мм.

Сравнение регистрируемого с коллектора электронов сигнала с применением развертки для треугольной формы импульса и без применения развертки показано на рисунке 3. Представленные осциллограммы сигналов с коллектора электронов, обработаны фильтром БПФ с выборкой в 500 точек.

Вертикальными линиями на графиках обозначены начало сварки, момент образования несплавления кромок и завершение сварки соответственно.

За счет применения развертки электронного луча образец *а*, выполненный с треугольной формой развертки, имеет большую продолжительность сваренного шва, чем образец *б*, сваренный без применения развертки. На обоих осциллограммах наличие или отсутствие развертки не меняет общий характер кривой, которая свидетельствует об изменении амплитуды сигнала с коллектора электронов по мере роста зазора между свариваемыми кромками. Аналогичные зависимости получены для образцов, выполненных с синусоидальной разверткой и разверткой типа меандр.

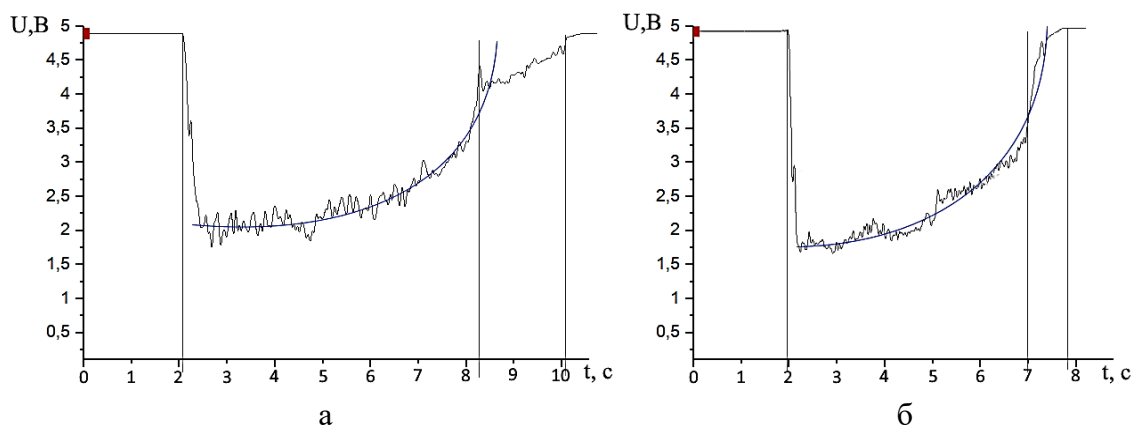


Рисунок 3 – Осциллограмма сигнала с коллектора электронов, обработанная фильтром БПФ. а) сварка образца с применением развертки луча; б) сварка образца без развертки луча

Для оценки качества сварного соединения с применением развертки электронного луча дополнительно сваренные образцы 01-03 разбивались на сегменты, представленные в таблице 1.

Таблица 1. Деление образцов на сегменты

№ образца	Номер сечения от точки входа луча (и координата указанного сечения, мм)				Протяженность сварного шва до несплавления, мм
	1	2	3	4	
01	15	65	-	-	65
02	15	65	92	-	92
03	15	65	92	105	105

На первом этапе травления реактивом Келлера структура сварного соединения определяется удовлетворительно. Однако, такое травление позволяет выполнить макроструктурный анализ с измерениями глубины проплавления на каждом микрошлифе, а также зазора между свариваемыми пластинами, что отражено на рисунках 4–6.

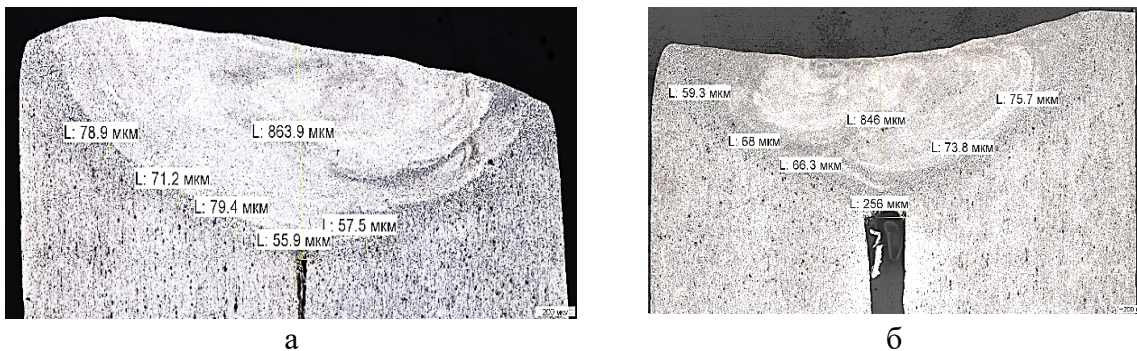
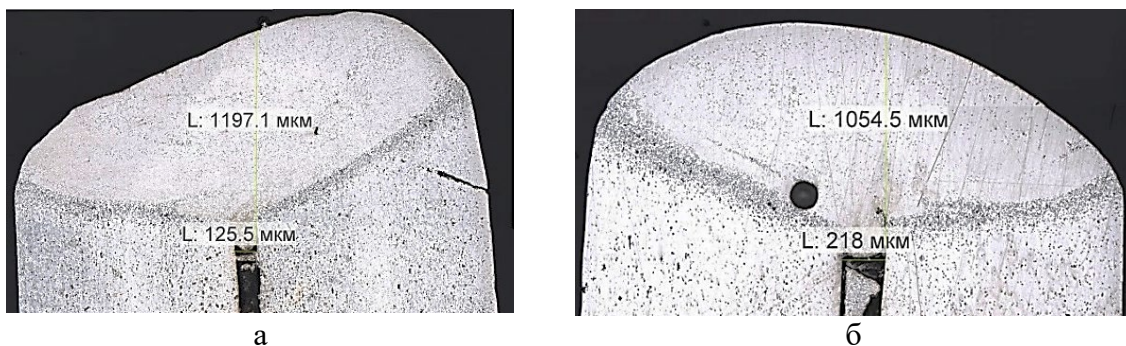
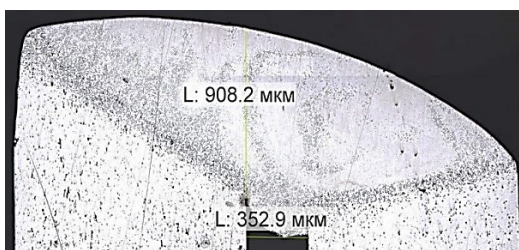


Рисунок 4 – Образец 1 после первого травления реактивом Келлера: а – структура и параметры сварного соединения на расстоянии 15 мм от точки входа луча, б – 65 мм

В сварном соединении образца 1, представленном на рисунке 4, не наблюдается значительных перепадов глубины проплавления при увеличении зазора между свариваемыми пластинами, однако, очевиден различный характер перемешивания металла шва в процессе ЭЛС.

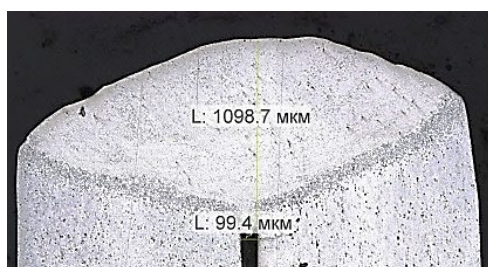




в

Рисунок 5 – Образец 2 после первого травления реактивом Келлера: а – структура и параметры сварного соединения на расстоянии 15 мм от точки входа луча, б – 65 мм, в – 92 мм

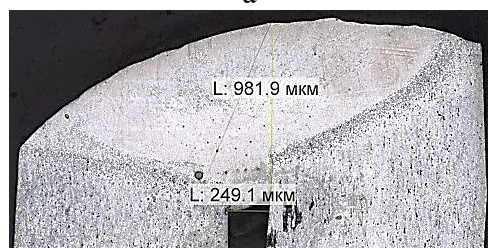
В сварном соединении образца 2, представленном на рисунке 5, с увеличением зазора наблюдается значительное уменьшение проплава (почти на 300 мкм).



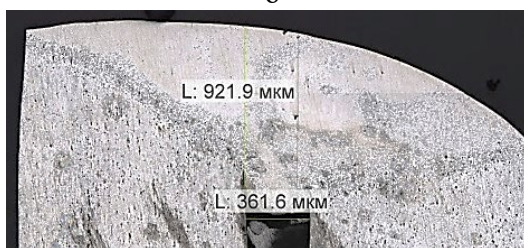
а



б



в



г

Рисунок 6 – Образец 3 после первого травления реактивом Келлера: а – структура и параметры сварного соединения на расстоянии 15 мм от точки входа луча, б – 65 мм, в – 92 мм, г – 105 мм

Характер изменения размерных характеристик сварных швов образцов 2 и 3 отражен на рисунках 5, 6 и схож, меняется закономерно в зависимости от раскрывающегося зазора. Однако, из-за большей амплитуды колебаний луча, перепад глубины проплава по длине сварного соединения не такой значительный.

В общем случае, микроструктура сварного соединения образца 1 представлена на рисунке 7 участками равновесной и неравновесной кристаллизации. Зерна металла шва преимущественно представлены равноосными зёрнами с хорошо прослеживаемыми границами, которые

были сформированы в результате кристаллизации при недостаточном теплоотводе (рис. 7а).

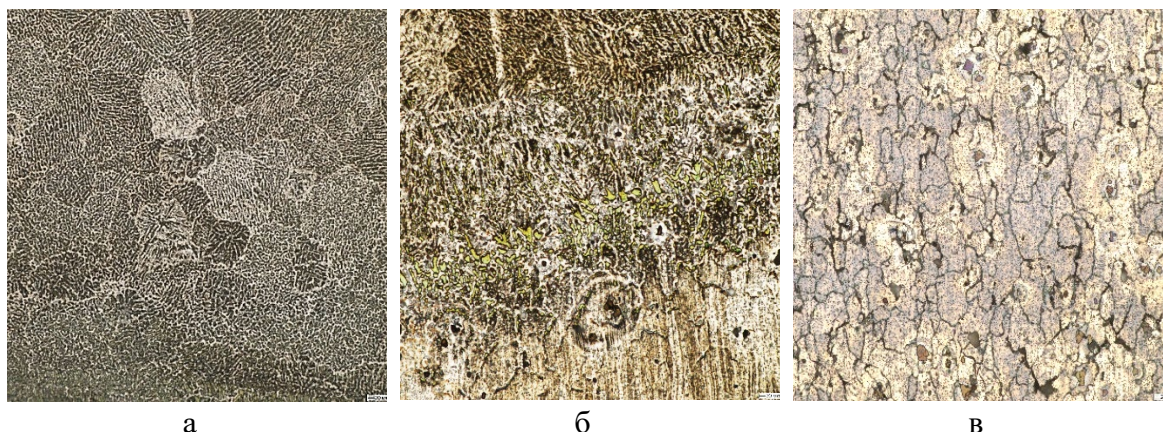


Рисунок 7 – Микроструктура образца 1, полученная после травления реактивом Века: а – микроструктура зерен металла шва, б – микроструктура зоны сплавления, в – микроструктура основного металла

Для таких зерен характерна мелкодисперсная дендритная структура перенасыщенного твердого раствора с отдельными вкраплениями интерметаллидных соединений (типа Al_3Mg_2). Причиной образования данной фазы является ограниченная растворимость магния в твердом состоянии при образовании твердого раствора (порядка 2%). Кроме того, в сплавах могут присутствовать фазы, содержащие марганец $Al_6(Mn, Fe)$ и кремний Mg_2Si , располагающиеся по границам дендритной ячейки вследствие эвтектической реакции [4]. Термокинетический анализ [5] показывает, что фаза $Al_6(Mn, Fe)$ начинают образовываться из расплава до начала кристаллизации Al, а Mg_2Si уже после образования твердого раствора. В кристаллизованном металле шва содержание фазы Al_3Mg_2 может достигать 14%, $Al_6(Mn, Fe)$ – 4,5%, а Mg_2Si – 1%.

Вблизи линии сплавления металла шва с основным металлом (рисунок 7б) наблюдаются признаки ускоренной неравновесной кристаллизации (порядка 10^2 – 10^3 К/с) [4] ввиду близости теплоотводящей поверхности основного металла. А именно, вдоль линии сплавления наблюдаются вытянутые зерна, направленные в сторону теплоотвода (основного металла). На границах зерен после травления реактивом Века наблюдаются крупные выделения интерметаллидных фаз, наиболее вероятными среди которых являются Al_3Mg_2 (β -фаза) и $Al_6(Mn, Fe)$.

Структура основного металла отражена на рисунке 7в и представлена удлинёнными деформированными зёрнами в части, где не наблюдалось рекристаллизационных процессов, а также крупными зёрнами вблизи линии сплавления, границы которых обогащены выделениями интерметаллидных фаз.

Значительное влияние на характер распределения хрупких интерметаллидных фаз оказывает изменяющаяся величина зазора в образце, что показано на рисунке 8: с увеличением зазора происходит коагуляция интерметаллидов на поверхности сварного шва (рисунок 8б) и появляются зоны, обедненные легирующими элементами. Кроме того, незначительно возрастает количество объемных дефектов вблизи линии сплавления.

Оценить качественное влияние сканирования (развертки) с различной амплитудой на микроструктуру полученных соединений возможно по микрошлифам сварных соединений образцов 2 и 3. Анализ показал, что сканирование (развертка) не оказывает существенного влияния на характер перераспределения интерметаллидных фаз в металле шва (рисунок 8а и 9а).

При амплитуде колебаний луча в 0,6 мм в металле шва наблюдается зеренная структура без крупных коагуляций интерметаллидных выделений. Раскрывающийся же зазор, напротив, оказывает существенное влияние на кинетику теплоотвода и, как следствие, на формирование металла шва: при его увеличении (рисунок 9в) наблюдаются участки твердого раствора, обедненные легирующими элементами, и участки, обогащенные интерметаллидными фазами.

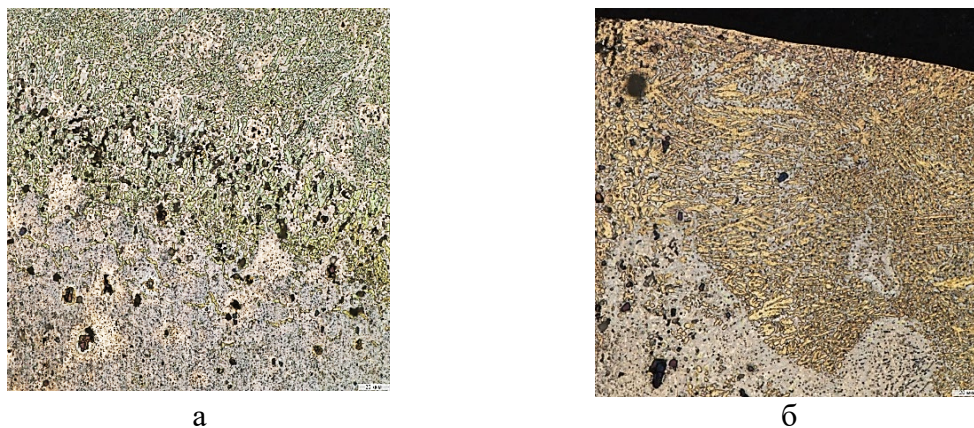


Рисунок 8 – Характер распределения интерметаллидных фаз в зависимости от величины зазора между свариваемыми поверхностями образца 1: а – зазор 115 мкм (расстояние 15 мм от точки входа луча), б – зазор 368 мкм (расстояние 80 мм от точки входа луча)

При увеличении амплитуды колебаний (образец 3) до 1,0 мм. сохраняется та же тенденция, что и для образца 2: при близких значениях величины зазора амплитуда колебаний ЭЛ не оказывает существенного влияния на распределение фаз в металле шва и рекристаллизованных зернах металла ЗТВ.

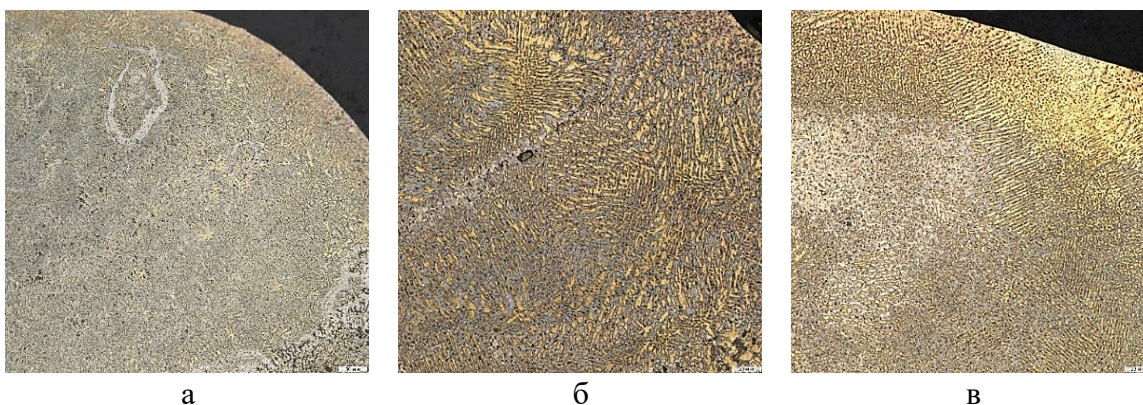


Рисунок 9 – Микроструктура сварного соединения образца 2: а – 122 мкм, б – 218 мкм, в – 363 мкм зазор. Амплитуда колебаний 0,6 мм

Как правило, при увеличении амплитуды колебаний луча меняется распределение плотности мощности по поверхности свариваемых кромок, что компенсируется увеличением силы тока [6]. Вместе с этим, при наличии амплитуды колебаний ЭЛ (амплитуда на 1 образца – 0 мм, 3 образца – 1,0 мм.) усиливается дегазация металла шва и прикорневой зоны, что способствует уменьшению количества дефектов типа пор, что отражено на рисунке 10.

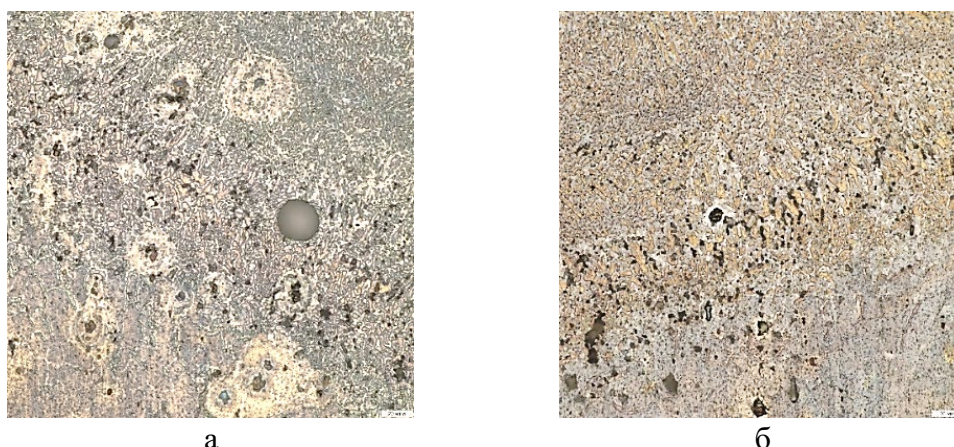


Рисунок 10 – Объемные дефекты линии сплавления и ЗТВ образца 1 и 3: а – образец 1 (сечение 15 мм), б – образец 3 (сечение 15 мм)

Применение результатов

Исходя из проведенных исследований установлено, что совместно с системой управления, описанной в работе [2] целесообразно применять развертку электронного луча для отработки режимов герметизации корпусов приборов РЭА КА с целью уменьшения вероятности образования дефектов типа несплавлений, возникающих при значительном увеличении зазоров между корпусом и крышкой герметизируемого прибора. Совместное применение развертки

электронного луча и системы управления позволит в автоматическом режиме определять величину зазора в процессе сварки по изменению сигнала коллектора электронов и корректировать режим ЭЛС, в том числе амплитуду развертки электронного луча и его ток с целью оптимального внесения энергии, необходимой для поддержания сварочной ванны.

Структурная схема системы управления электронным лучом в процессе сварки с применением его развертки поперек стыка представлена на рисунке 11.

Сигнал с коллектора электронов регистрируется через токоизмерительное сопротивление. Напряжение смещения добавлено для смещения регистрируемого сигнала в область положительных значений с которыми корректно работает ОУ и АЦП. Сигнал с АЦП поступает в микроконтроллер, где происходит его предварительная обработка и формирование корректирующих воздействий, которые суммируются с уставками основных параметров режима сварки в СЧПУ. Базовые уставки задает оператор перед началом процесса сварки. Скорректированный сигнал поступает на предварительные усилители, после чего поступает непосредственно на основные узлы электронно-лучевой пушки.

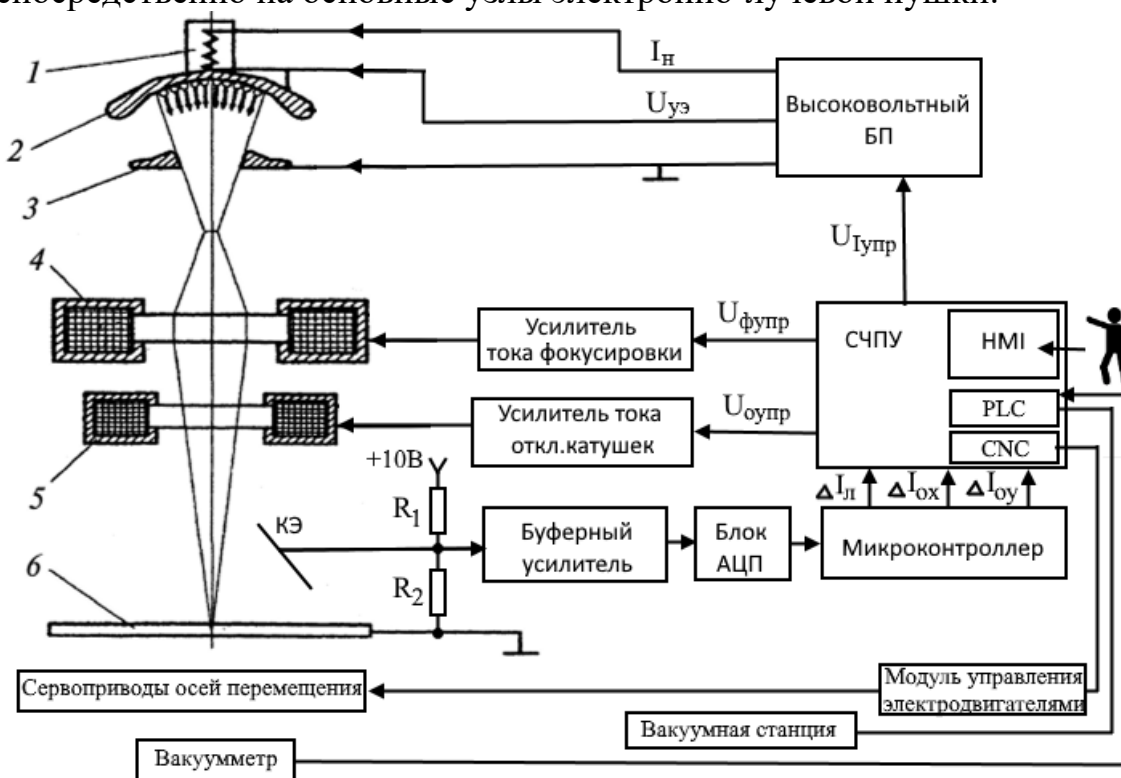


Рисунок 11 – Структурная схема экспериментальной системы управления. 1 – катод; 2 – управляющий электрод; 3 – анод; 4 – фокусирующая магнитная линза; 5 – отклоняющая магнитная система; 6 – свариваемые детали

Блок СЧПУ включает в себя также программируемый логический контроллер PLC, который управляет основными узлами вакуумной станции, а также блок CNC, решающий геометрическую задачу по перемещению свариваемых изделий в соответствие с заданной траекторией и передающий информацию в модули управления двигателями соответствующих осей.

Заключение

В результате проведенных исследований был определен оптимальный тип развертки электронного луча в виде треугольника. В рамках проводимого исследования оптимальные значения протяженности и качества сварного шва были достигнуты при амплитуде колебаний электронного луча поперек свариваемых кромок в 1 мм с частотой в 300 Гц, что позволило выполнить сварной шов длиной до 105 мм и зазором до 361 мкм.

На исследованных осциллограммах подтвержден одинаковый характер регистрируемого сигнала как для образца с разверткой электронного луча, так и без таковой, что позволяет сделать вывод о том, что сварка с разверткой электронного луча не искажает получаемый сигнал и может также применяться в процессе определения зазора при ЭЛС в рамках построения системы автоматического управления.

Основным фактором, влияющим на направление и характер теплоотвода, является величина зазора между свариваемыми кромками. В свою очередь характер теплоотвода определяет формирование движущегося фронта кристаллизации в направлении от основного металла к вершине шва. Под влиянием различных скоростей кристаллизации, а также плотности мощности ЭЛ меняется характер формирования структуры различных участков сварного соединения из сплавов АМгб.

Изменяя скорость сварки и параметры электронного луча, влияющие на плотность мощности и форму проплава [7], становится возможным влиять на протяженность границы контакта расплавленного металла с основным, а, следовательно, получить мелкодисперсную структуру с равномерно распределенными интерметаллидными фазами.

Одновременно с этим, применение сканирования луча (развертки) позволяет получить более однородную литую структуру металла шва с меньшим количеством объемных дефектов, что положительно сказывается на прочностных характеристиках металла шва.

Таким образом, применение развертки типа треугольник является перспективным технологическим решением, позволяющим обеспечить

стабильность получения требуемого качества сварного соединения в процессе герметизации корпусов приборов РЭА КА методом ЭЛС.

Литература

1. Касицын А.Н. Система предупреждения об образовании дефектов в процессе электроннолучевой сварки корпусов приборов радиоэлектронной аппаратуры космических аппаратов [Текст] / Касицын А.Н., Агафонов Р.Ю., Григорьев Г.В. // Вторая международная конференция Электронно-лучевая сварка и смежные технологии. М.: Издательство МЭИ, 2017. – 532 с.
2. Kasitsyn A.N., Agafonov R.Yu., Leonov A.V., Grigoriev G.V. Control of electron beam welding parameters based on the gap scanning system data during the welding process // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Institute of Physics Publishing. 2020. T. 759. № 1. DOI:10.1088/1757-899X/759/1/012013
3. Иванов С.Г., Бердыченко А.А. Особенности металлографии сварного соединения пластин алюминия АМг6+АМг6 после сварки взрывом // © Алтайский государственный технический университет. – 2021. – № 18. – С.102–105. DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2021.01.014
4. Рабкин Д.М., Лозовская А.В. Металловедение сварки алюминия и его сплавов. – Киев: Наук. думка, 1992. – 160 с.
5. Федосеева Е.М., Ольшанская Т.В. Термокинетический расчет фазового состава сварных швов алюминиевого сплава 1420 системы Al–Mg–Li. Часть 2. Термокинетический расчет фазового состава сварного шва, выполненного проволокой Св-АМг-6 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 62–69. Doi: 10.15593/2224-9877/2021.2.08.
6. Ольшанская Т.В., Саломатова Е.С. Обзор современных способов управления электронным лучом при электронно-лучевой сварке // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18, № 4. – С. 169–187.
7. Ластовиры В.Н. Принципы управления формой проплава в технологическом процессе электронно-лучевой сварки // Машиностроение и инженерное образование. 2008, № 3. С. 12-17.

Разработка источника электронов на энергию 120 кВ для электронно-лучевой сварки.

Алякринский О.Н.¹, Девятайкина Т.А.^{1,2}, Павлюченко В.А.¹,
Семенов Ю.И.¹, Старостенко А.А.^{1,2}, Цыганов А.С.¹

¹ Институт Ядерной физики им. Г.И. Будкера, Новосибирск, Россия

² Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия

Аннотация. В данной работе представлены результаты расчётов разрабатываемого источника электронов для установки электронно-лучевой сварки (ЭЛС) ИЯФ СО РАН. Дано описание диодной длиннофокусной пушки с энергией электронов до 120 кэВ и результаты ее моделирования. Представлены результаты моделирования магнитной системы с магнитным зеркалом и магнитной оптикой для транспортировки пучка. Также демонстрируются результаты трэкинга электронного пучка в новой магнитной системе и даются оценки выделяемой мощности в точке сварки.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, высоковольтный источник электронов, пушка Пирса, катоды из гексаборида лантана, лазерный подогрев катода, альфа-поворот.

Abstract. Calculations results for being developed BINP SB RAS EBW setup electron source are presented. A high voltage diode long-focus gun with an electron energy of up to 120 keV description and the results of modeling the initial part of the beam are given. The results of modeling a magnetic system with a magnetic mirror and magnetic optics for beam transportation line are presented. The results of electron beam tracking in a new magnetic system are also demonstrated and the estimates of released power at the welding point are given.

Keywords: electron-beam welding, high voltage electron source, Pierce gun, lanthanum hexaboride cathode, cathode laser heating, alpha magnet.

Введение

В настоящее время на установке ЭЛС ИЯФ СО РАН в эксплуатации находится триодная пушка, обладающая следующими параметрами: анодное напряжение 65 кВ, запирающее напряжение до –4 кВ, ток электронов до 500 мА. Катод пушки выполнен из тантала, диаметр эмитирующей части 4 мм. Фокусировка пучка в точку сварки осуществляется при помощи аксиальной линзы. Одной из характеристик пушки является ее короткофокусность, расстояние от выхода пушки до зоны сварки не более 40 см, что влияет на характеристики сварочного процесса, а также вследствие ионной бомбардировки значительно уменьшается время жизни катода.

При увеличении тока пучка более 30 мА начинается эмиссия с боковой поверхности катода, что приводит к появлению гало пучка, увеличению фазового объема пучка и ухудшению его фокусировки аксиальной линзой, что в свою очередь не позволяет достичь требуемого качества сварного соединения. При небольших токах кроссовер пучка расположен близко к катоду, и фазовый объем пучка растет вследствие анодных аберраций.

Эти обстоятельства привели к необходимости разработки нового длиннофокусного источника с энергией электронов до 120 кэВ, малым поперечным размером пучка и слабой его расходимостью. При этом желательно достигнуть условий для осуществления глубокого провара, что соответствует поверхностной мощности в точке сварки 10^7 - 10^8 Вт/см² ([1], [2]).

Планируемая конфигурация разрабатываемого источника электронов

Качество сварных соединений определяется оптическими характеристиками электронного пучка. Для уменьшения вклада тепловых скоростей электронов для эмиттера необходимо использовать материал с хорошими эмиссионными свойствами при пониженной температуре. Этим качеством обладает гексаборид лантана, средняя работа выхода для него составляет 3 эВ. Кроме того, такие катоды достаточно распространены и легко заменяемы. Их недостатком является слабая устойчивость к отравлению парами металлов в условиях повышенной ионной и газовой нагрузки, вследствие чего такие катоды требуют усиленной защиты. Для защиты катода от потока частиц и ионов из зоны сварки будет использоваться магнитный поворот на 270° (альфа-магнит, см. [3]). Кроме альфа-магнита, в блок магнитной системы входят два квадрупольных дуплета, секступольная и октупольная линзы для компенсации 3ей и 4ой гармоник магнитного поля альфа-магнита, а также система корректоров для выставки пучка на ось первого дуплета и в рабочую точку.

Во избежание влияния токов накала на оптику электронов решено использовать косвенный подогрев катода лазерным излучением. В качестве материала эмиттера выбран гексаборид лантана LaB₆.

На рисунке 1 схематично показано взаимное расположение элементов разрабатываемого источника электронов.

Катодный узел.

Расчеты катодного узла пушки проводились в программе WinSAM разработки ИЯФ СО РАН ([4]). Катод из поликристаллического гексаборида лантана LaB₆ представляет собой цилиндр диаметром 4.2

мм и высотой 1 мм, с плоской эмитирующей поверхностью. Катод крепится в молибденовом держателе, боковая грань катода закрывается во избежание с нее эмиссии электронов. Кроме функции задания потенциала и отвода тепла держатель выполняет также функцию формирования требуемой конфигурации пучка.

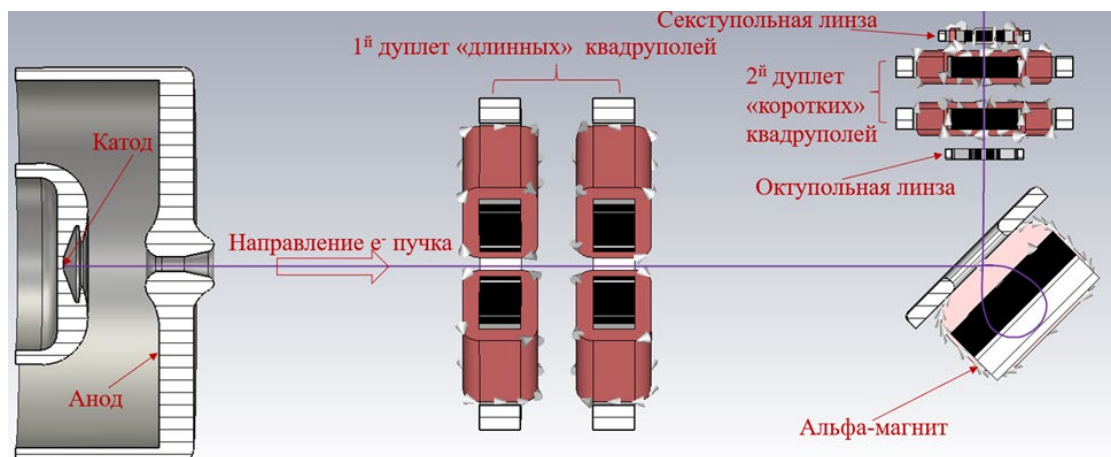


Рисунок 1 – Схема расположения элементов разрабатываемой 120 кВ-й установки ЭЛС

Прикатодная область имеет угол заделки, близкий к Пирсовскому углу, что уменьшает aberrации на катоде. Для уменьшения анодных aberrаций моделированием были подобраны форма и размеры зубцов в прикатодной области, необходимых для фокусировки пучка на ось анодного отверстия. При этом кроссовер пучка на максимальном токе находится за пределами анода. Согласно результатам моделирования, при угле заделки равном 69° , на поверхности катода удастся получить плотность тока, близкую к однородной, с отклонением от среднего значения около $\pm 1 \div 1.5\%$ при разных значениях тока пучка. Расчеты были сделаны с учетом ограничения тока пространственным зарядом. При моделировании динамики пучка учитывался тепловой разброс поперечных скоростей электронов $0,15$ эВ.

Схематичное изображение катодного узла с начальными участками траекторий электронов и соответствующее ему радиальное распределение плотности тока по поверхности катода показаны на рисунке 2 а, б.

Радиус эмитирующей поверхности здесь составляет 3.6 мм. Диаметр анодного отверстия 9 мм. Для этой конфигурации рассчитанный ток электронного пучка составляет 185 мА, средняя плотность тока на катоде $1,83 \text{ А/см}^2$, ее отклонение около $\pm 1,5\%$. Напряженность электрического поля на поверхности электродов не превышает 63 кВ/см .

Нагрев катода для получения эмиссии планируется осуществлять инфракрасным лазером со стороны эмитирующей поверхности. Подробное описание режима нагрева лазером дано в работах [5,6].

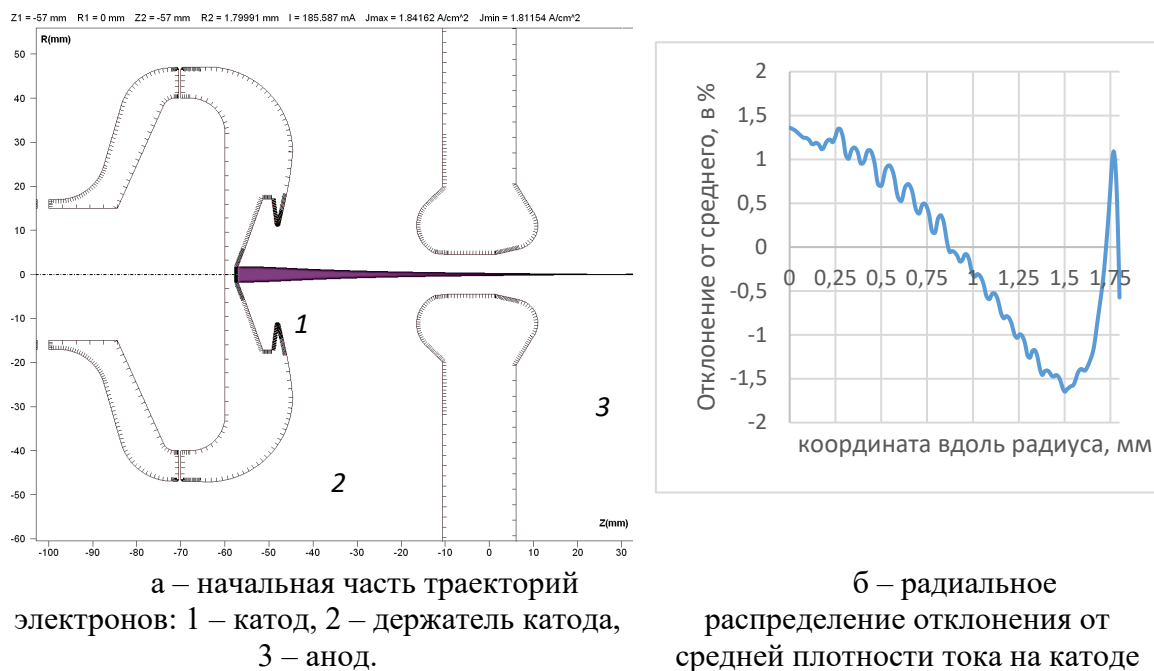


Рисунок 2 – Моделирование диодной пушки в программе WinSAM. Полный ток пучка 185 мА

Диодная конфигурация электронной пушки позволяет менять анодное напряжение без изменения траектории электронного пучка в пространстве самой пушки. При этом вне режима ограничения тока пространственным зарядом оптика электронного пучка зависит от величины электронного тока, поэтому для предсказуемого поведения пучка необходимо работать на максимально возможной эмиссии. Предельный ток задается ограничением размера эмитирующей поверхности. Для работы на разных рабочих токах установки ЭЛС планируется изготовить набор катодных картриджей с различными геометрическими размерами. Использование катодных картриджей с различными геометрическими размерами дает возможность работы в диапазоне токов от 50 мА до 200 мА. При этом величина рабочего тока будет определяться размером эмитирующей поверхности, выбор рабочего режима установки электроно-лучевой сварки будет выполняться посредством смены картриджа, а изменение интенсивности нагрева катода лазером даёт возможность её коррекции. При уменьшении ускоряющего напряжения пушки расчетный ток пучка уменьшается, как

показано на рис. 3. При этом общая конфигурация пучка не меняется, но уменьшение энергии электронов потребует соответствующей подстройки магнитной системы.

Расчетная зависимость тока пучка от анодного напряжения $I_{п}(U_{ан})$ для рассматриваемого варианта катодного держателя приведена на рисунке 3.

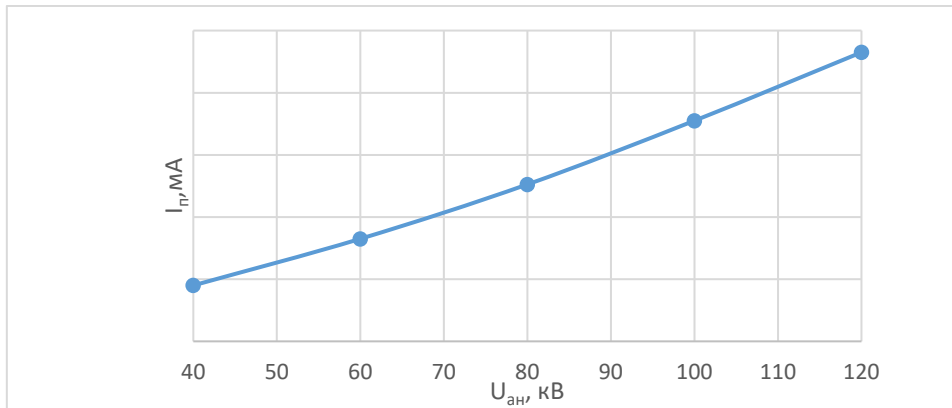


Рисунок 3 – Расчетная зависимость тока пучка от ускоряющего напряжения пушки

Также одним из преимуществ использования пучка с дальним фокусом является то, что такой пучок проще согласовать с магнитной оптикой. Проходя через магнитную оптику такой пучок будет испытывать меньшее биение в сравнении с короткофокусным пучком. За счет низкой расходимости пучка удельная мощность мало меняется вдоль пучка в рабочей зоне.

Магнитная система.

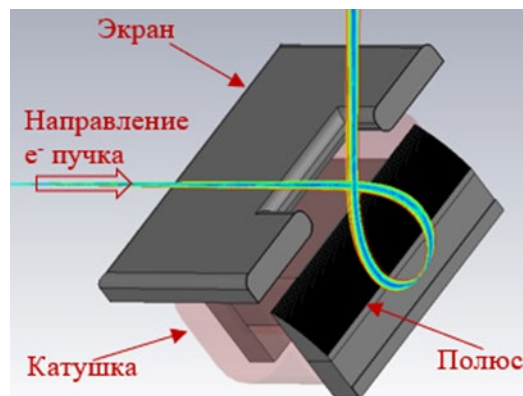


Рисунок 4 – Модель магнитного зеркала с траекторией электронного пучка

Магнитная система включает в себя несколько элементов. Для обеспечения разворота пучка на 270° и защиты катода от паров металлов

из рабочей зоны предполагается использовать альфа-магнит, который представляет из себя два стальных сердечника, размещенные в токоведущих катушках (рис. 4). Сердечники альфа-магнита соединены друг с другом с помощью магнитного экрана и немагнитной пластины. Форма полюсов оптимизирована для минимизации квадрупольной фокусировки в магнитном зеркале. Для фокусировки электронного пучка используются два квадрупольных дуплета – перед и после зеркала. Также для уменьшения фазового объема пучка рассчитаны секступольная и октупольная линзы.

В программной среде Opera было выполнено моделирование и оптимизация квадрупольных линзы с апертурой 42 мм и длиной по железу 20 мм («длинный») и 16 мм и длиной по железу 10 мм («короткий»), а также секступольной и октупольной линз с апертурами 16 мм. В таблице 1 приведены разрешенные интегральные гармоники, нормированные на основную для всех четырех оптических элементов.

Для того чтобы вывести пучок на ось квадрупольного дуплета, в системе будет предусмотрена пара двухкоординатных корректоров перед входным квадрупольным дуплетом. Для позиционирования пучка на сварной поверхности будет установлена другая пара корректоров после выходной оптической системы.

Таблица 1 – Разрешенные интегральные гармоники, нормированные на основную в магнитных линзах на радиусе 70% от апертуры

«короткий» квадруполь	«длинный» квадруполь	Секступоль	Октуполь
$B_6/B_2 = -4,95E-04$	$B_6/B_2 = 1,98E-04$	$B_9/B_3 = 2,12E-04$	$B_{12}/B_4 = -8,42E-04$
$B_{10}/B_2 = 3,60E-04$	$B_6/B_2 = 3,07E-04$	$B_{15}/B_3 = -1,82E-05$	-

Трэкинг пучка через магнитную систему.

Для трэкинга пучка через магнитную систему было выполнено моделирование электронной пушки в программной среде CST studio с током пучка 142 мА при энергии электронов 120 кэВ. При использовании только входного квадрупольного дуплета удалось сфокусировать пучок в точке сварки только до размера 0,43 мм (радиус огибающей 95% пучка) (рис. 5). Однако из моделирования прохождения пучка без учета теплового разброса через магнитную систему можно увидеть наличие нелинейных искажений пучка. В связи с этим возможности фокусировки пучка ограничены. Мощность на свариваемой поверхности получается порядка $2,8 \cdot 10^6$ Вт/см². На практике за счёт наличия фокусировки ионным

облаком с такими параметрами пучка можно будет добиться глубокого проплава, однако добавлением дополнительных магнитных элементов можно значительно улучшить параметры пучка.

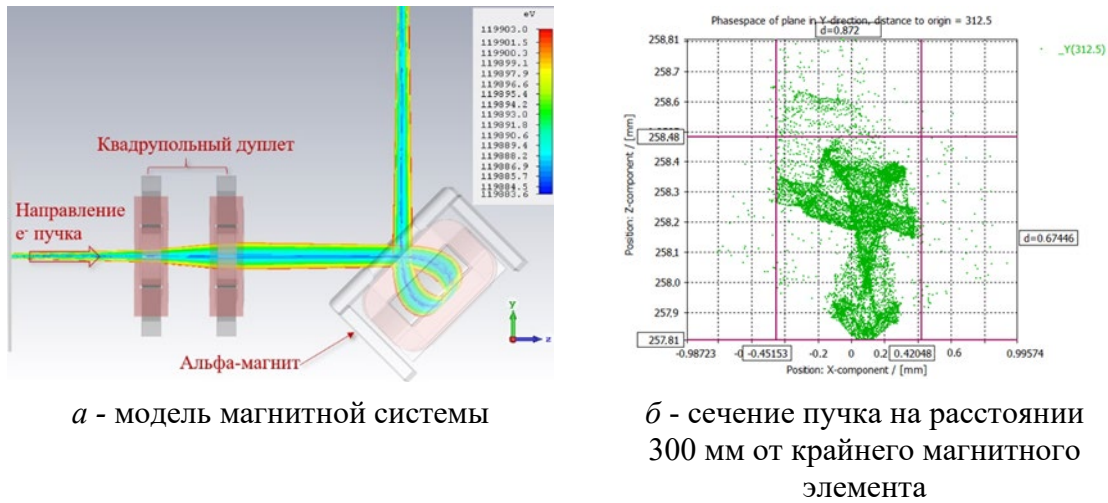


Рисунок 5 – Трэкинг пучка электронов через магнитную систему с одним квадрупольным дуплетом

Для улучшения качества фокусировки электронного пучка на свариваемой поверхности на выходе из магнитного зеркала были добавлены: квадрупольный дуплет, секступольная и октупольная линзы. В программной среде CST Studio было выполнено моделирование и трэкинг пучка с такой магнитной оптикой и подобраны параметры для получения минимального пятна пучка на расстоянии 300 мм от последнего магнитного элемента. Так же для этих расчетов было добавлено моделирование теплового разброса частиц в пучке (для Максвелловского распределения температура была взята 1600 K).

На рисунке 6 представлено сечение пучка, приходящего в рабочую точку. Огибающая для 95% тока пучка равняется 0,166 мм (радиус). При таких параметрах в точке сварки поверхностная мощность равняется $\sim 1,9 \cdot 10^7$ Вт/см². Данная система удовлетворяет требованиям для получения глубокого проплава даже без учета дополнительной фокусировки ионным облаком [2].

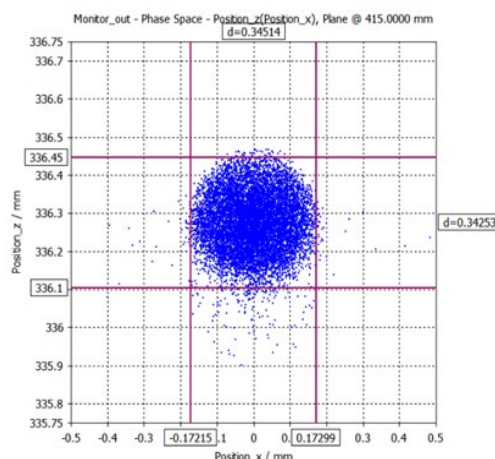


Рисунок 6 – Поперечное сечение пучка на расстоянии 300 мм от крайнего магнитного элемента при трэкинге пучка электронов через полную магнитную систему

Заключение

Представленные в работе расчёты демонстрируют, что новая электронная пушка расширит возможности установки ЭЛС ИЯФ СО РАН. За счет новой конфигурации пушки увеличится диапазон энергии электронов для сварки. Продемонстрировано, что новая пушка может обеспечить пучок с меньшим фазовым объёмом, что положительно скажется на транспортировке пучка. Также показана возможность использования альфа-магнита для защиты катода от паров металлов при сварке. Наличие новой магнитной оптики позволит значительно увеличить мощность, выделяемую в точке сварки, до 10^7 Вт/см² без учета фокусировки ионной линзой. Также такая магнитная система добавит вариативности для изменения формы пятна пучка, что теоретически может повысить качество сварных швов.

Литература

- 1 H. Schultz. Electron Beam Welding / H. Schultz. – Cambridge: Woodhead Publishing, 1994. – P. 28 and further.
2. Рыкалин Н.Н. Лазерная и электроннолучевая обработка материалов. / Рыкалин Н.Н. и др. – Москва: Машиностроение, 1985. – С.386.
3. H.A. Enge. «Achromatic Magnetic Mirror for Ion Beams». The Review Scientific Instruments. Vol. 34. 1963. P. 385.
4. ULTRASAM-2D Code for Simulation of the Electron Guns with Ultra High Precision / Ivanov A., Tiunov M. // Proc. of EPAC02. 2002. P. 1634-1636.
5. Прототип источника пучка электронов с лазерным подогревом катода / О.Н. Алякринский, К.В. Губин, М.Ю. Косачев [и др.] // Научное приборостроение. – 2018. – Т. 28. – № 4. – С. 8-14. – DOI 10.18358/np-28-4-i814.
6. Алякринский О.Н., Батазова М.А и др. Прототип источника электронов с магнитным поворотом пучка для электронно-лучевых технологий // Научное приборостроение. – 2019. – Т. 29 – № 1. – С. 26-32.
7. Investigation of long-life cathode EB guns for welding of turbochargers / Sofia del Pozo, Colin Ribton // “E+E”. 2018. Vol. 53. P.5-6.

**Раздел V. Сварочное материаловедение.
Контроль и диагностика сварных
соединений**

Особенности эволюции распределений деформационных полей в области сварного шва технического титана ВТ1-0 при одноосном растяжении¹

Клопотов А.А.¹, Курган К.А.^{1,4}, Устинов А.М.¹, Абзаев Ю.А.¹,
Слободян М.С.², Клименов В.А.³

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, г.Томск, Россия

²Томский научный центр СО РАН, г. Томск, Россия

³Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

⁴ООО «Газпром трансгаз Сургут» Инженерно-технический центр,
г. Сургут, Россия

Аннотация. В настоящем докладе представлены данные об эволюции распределений деформационных полей на поверхности образцов со сварными соединениями из технического титана ВТ1-0 при одноосном растяжении. Сварные соединения были выполнены двумя методами: электронно-лучевой и аргонодуговой сваркой. Установлено, что сварное соединение, полученное электронно-лучевой сваркой более надежное, чем сварное соединение, полученное аргонодуговой сваркой. Применение оптической измерительной системы VIC-3D позволило выявить особенности локализации пластической деформации в области сварных швов. Установлено, что разрушение образца после электронно-лучевой сварки было в области сосредоточенной пластической деформации при деформации $\epsilon_{истин}$ ~25%. Разрушение образца со сварным соединением, полученным методом аргонодуговой сваркой происходит в области сварного шва при деформации $\epsilon_{истин}$ ~10%.

Ключевые слова: технический титан, электронно-лучевая сварка, аргонодуговая сварка, одноосное растяжение, метод корреляции цифровых изображений

Abstract. The paper reports the dynamics of changes in strain field distributions on the surfaces of butt-welded plate specimens from commercial pure titanium under uniaxial tension. The plates have been joined by both electron-beam and gas tungsten arc welding methods. Based on the data obtained with the 'VIC-3D' optical measuring system, the plastic strain localization in the weld areas has depended on the applied joining method. It is established that the welded joint obtained by electron beam welding is more reliable than the welded joint obtained by argon arc welding. It is established that the destruction of samples with a welded joint obtained by electron beam welding occurs with the formation of a "neck" away from the weld when deformed by 25%. The destruction of a sample with a welded joint obtained by argon arc welding occurs in the weld area at a deformation of 10%.

Keywords: commercial pure titanium, electron beam welding, gas tungsten arc welding, tensile strain, digital image correlation method

¹Статья опубликована по результатам работ, выполненных по государственному заданию Министерства науки и высшего образования РФ (номер проекта FEMN-2020-0004)

Введение

Титан и его сплавы, широко применяются в химической, авиационной и космической отраслях благодаря комплексу высоких механических свойств и малому удельному весу [1–3]. С учетом того, что большинство конструкций и частей оборудования изготавливают с использованием сварки, то при их проектировании необходимо иметь данные о распределении деформационных полей в области сварных швов и в зонах термического влияния (ЗТВ) [4]. Эти данные необходимы для прогнозирования поведения конструкций при эксплуатации. При этом следует иметь в виду, что применение разных методов сварки приводит к формированию разных структурно-фазовых состояний в области сварного шва и как следствие разных механических свойств в локальных участках в сплавах.

В соединениях из металлов и сплавов, претерпевающих фазовые превращения и активно поглощающих при нагреве газы из атмосферы (в частности, Ti и Zr, а также сплавов на их основе), выполненных аргонодуговой сваркой (АДС), часто наблюдается существенная неоднородность различных участков в области сварного шва [4–8]. В результате, это приводит к значительным изменениям механических свойств и способствует снижению сопротивления хрупкому разрушению. В тоже время, применение электронно-лучевой сварки (ЭЛС) позволяет повысить качество сварных соединений за счет использования вакуумных камер и высококонцентрированного источника ввода энергии [9–12].

Для изучения распределений деформационных полей при различных внешних механических воздействиях в настоящее время широкое применение находят экспериментальные методы, использующие трехмерную цифровую оптическую систему Vic-3D. Это позволяет *in situ* получить информацию об эволюции распределений локальных областей деформаций в приповерхностных слоях материалов с разными структурно-фазовыми состояниями [13–19]. Перспективным является применение данным методом исследования поведения сварных соединений при различных видах нагрузки, в результате чего появляется возможность сравнивать механические свойства и особенности распределений деформационных полей. Это позволяет обосновывать выбор метода сварки и оптимизировать параметры процесса формирования сварных соединений.

Целью данной работы являются *in situ* исследования механических свойств и распределений деформационных полей на поверхности сварных

образцов из технического титана ВТ1-0 при одноосном растяжении для сравнения поведения соединений, выполненных ЭЛС и АДС методами.

Методика эксперимента и материалы

Исследования проводили на пластинах размерами 150×15×1,5 мм из технического титана ВТ1-0 с исходными размерами зерен около 5 мкм. Пластины были разрезаны перпендикулярно оси на две равные части и затем соединены вновь, используя метод ЭЛС (без присадочного материала). ЭЛС выполняли при помощи промышленной установки ЭЛС-0,5-6 с вакуумной камерой. Максимальная мощность электронного пучка составляла 6 кВт; его диаметр, сфокусированный в зоне сварки, был ~0,5 мм. При создании сварного соединения методом АДС использовали проволоку ВТ1-00св диаметром 1,2 мм. Сварочный ток постоянного тока составлял около 60 А. В результате ширина сварного шва составляла ~1,5 мм, зона термического влияния в пределах 2,0 мм.

Исследование механических свойств образцов проводили при одноосном растяжении на испытательной машине «INSTRON 3386». Сварной шов был перпендикулярен оси растяжения. Для исследований деформационных полей на поверхности образцов была создана спекл-структура [15, 16], эволюцию которой фиксировали при помощи двух видеокамер и программы VicSnap. Рабочие поля, на которых фиксировали деформационные картины 130×15 мм и 100×15 мм на образцах со сварными швами, полученными методами ЭЛС и АДС соответственно. Применение измерительной системы VIC-3D позволило определить относительные деформации ε_{xx} и ε_{yy} , направленные вдоль осей X и Y, соответственно, а также сдвиговые деформации ε_{xy} [15, 16].

Результаты и обсуждение

В процессе одноосного растяжения образцов были получены экспериментальные деформационные инженерные кривые в координатах « $\sigma_{инж}$ – $\varepsilon_{инж}$ » (рис. 1, а). Деформационные кривые в координатах « $\sigma_{истин}$ – $\varepsilon_{истин}$ » получены на основе расчетов по формулам, приведенным в [20] (рис. 1, б).

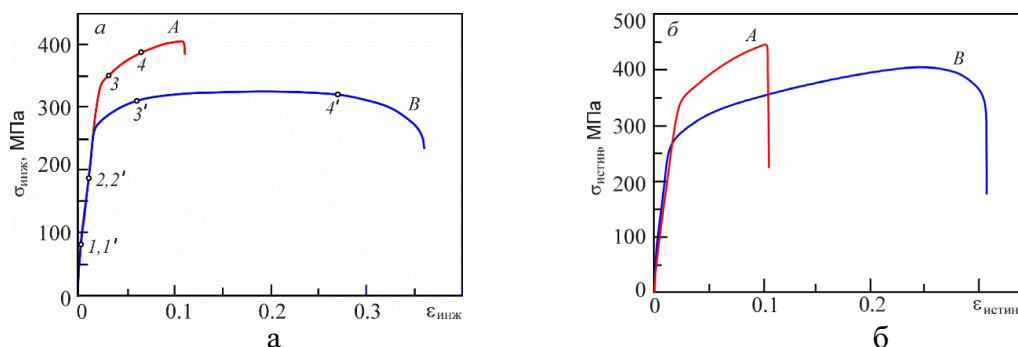


Рисунок 1 – Инженерные (а) и истинные (б) деформационные кривые при одноосном растяжении сварных образцов, полученные разными методами (кривая А – АДС; кривая В – ЭЛС). Точки 1–4 на кривой А и 1'–4' на кривой В соответствуют картинам распределений деформационных полей на рисунках 2 и 3 соответственно

Вид деформационной кривой образца со сварным соединением, полученным методом ЭЛС, свидетельствует о его более высокой пластичности по сравнению с образцом, сваренным при помощи АДС. Из рис. 1 следует, что разрушение при одноосном растяжении образца со сварным соединением, полученным при помощи ЭЛС, происходит при пластической деформации $\epsilon_{\text{истинн}} \sim 25\%$ (рис. 1, б, кривая В). В то же время разрушение образца со сварным соединением, полученным сваркой АДС методом, происходит при меньших значениях деформации $\epsilon_{\text{истинн}} \sim 10\%$ (рис. 1, б, кривая А). В последнем случае разрушение было в области деформационного упрочнения.

На рисунках 2 и 3 представлены картины распределений продольных и сдвиговых относительных деформаций (ϵ_{yy} и ϵ_{xy} , соответственно) при разных усредненных значениях деформации по всему рабочему полю образца. На приведенных картинах видно, что продольная локальная деформация ϵ_{yy} металла в области сварного шва, полученного методом ЭЛС, значительно была меньше, чем таковая в основном металле.

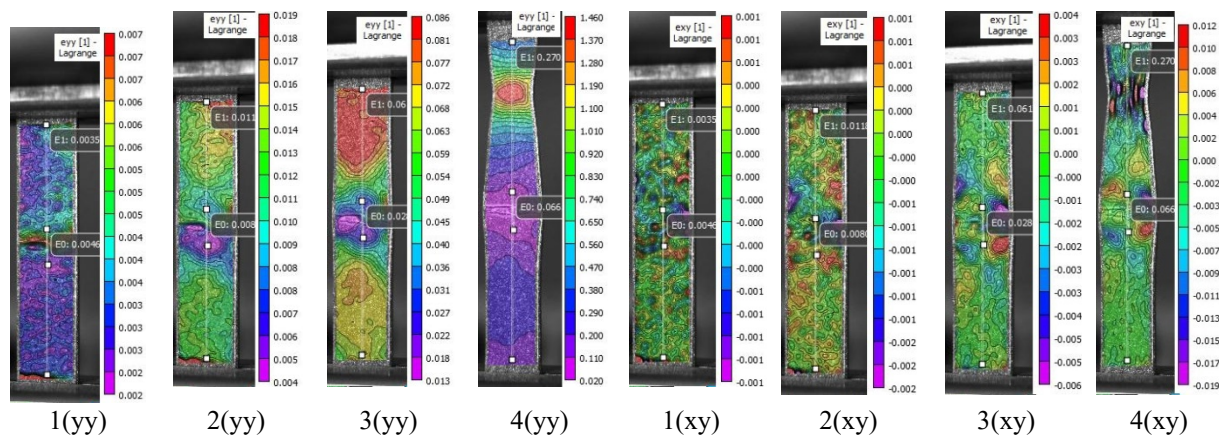


Рисунок 2 – Картины распределений продольных ϵ_{yy} и сдвиговых ϵ_{xy} относительных деформаций на поверхности образца соединенного ЭЛС при разных усредненных значениях деформации по всему рабочему полю образца: 1(yy) и 1(xy) – $\epsilon_{yy} = 0,3\%$; 2(yy) и 2(xy) – $\epsilon_{yy} = 1,1\%$; 3(yy) и 3(xy) – $\epsilon_{yy} = 6,1\%$; 4(yy) и 4(xy) – $\epsilon_{yy} = 27,0\%$

При значительных деформациях на образце со сварным швом, полученным методом ЭЛС, наблюдалось образование «шейки» в верхней половине образца. Конечном итоге, в этом месте и произошло разрушение образца (рис. 2). При этом локальная продольная деформация в области сварного шва была значительно меньше значений усредненной деформации по всему рабочему полю образца. Кроме того, в области сварного шва на распределении сдвиговых относительных деформаций ϵ_{xy} видно, что произошло образование локальных очагов деформации разного знака.

В образце со сварным соединением, полученным методом АДС, на картинах распределений сдвиговых деформационных полей ϵ_{xy} при значениях деформации из упругой области на деформационной кривой видно, что произошло образование мелких очагов деформации разного знака хаотическим образом расположенных на поверхности образца (рисунок 3, картина 1'(xy)).

На картинах распределений продольных деформационных полей ϵ_{yy} , при значениях деформаций на пластической стадии на деформационной кривой, было обнаружено образование двух значительных по размерам очагов пластической деформации в верхней и нижней половинах образца вдали от сварного шва (рис. 3, картины 3'(yy)–4'(yy)). При этом одновременно произошло образование очага пластической деформации «чечевичной» формы в области сварного шва (рисунок 3, картина 3'(xy)). Выявлен также узкий локальный очаг пластической деформации в центре сварного шва. Именно в этом узком очаге пластическая деформация достигает значительных значений, близких к значениям разрушения образца. Окончательное разрушение образца произошло именно в области сварного шва.

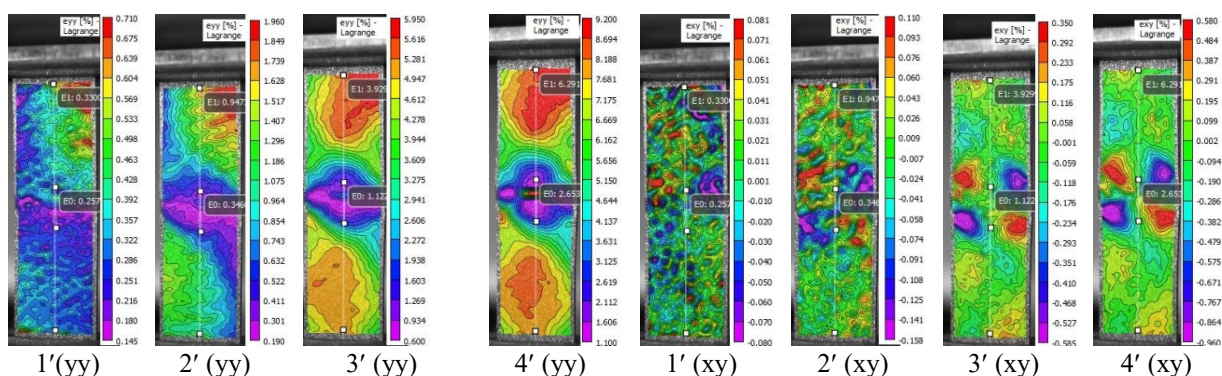


Рисунок 3 – Картины распределений вертикальных ϵ_{yy} и сдвиговых относительных деформаций ϵ_{xy} на поверхности образца соединенного АДС при разных усредненных значениях деформации по всему рабочему полю образца: 1'(yy) и 1'(xy) $-\epsilon_{yy}=0,33\%$; 2'(yy) и 2'(xy) $-\epsilon_{yy}=0,947\%$; 3'(yy) и 3'(xy) $-\epsilon_{yy}=3,029\%$; 4'(yy) и 4'(xy) $-\epsilon_{yy}=6,29\%$

Наблюдаемые хаотическим образом расположенные очаги сдвиговой деформации на распределении сдвиговых деформационных полей ε_{xy} по всей поверхности образца на упругой стадии деформации при переходе к пластической стадии деформации сливаются в более крупные локальные очаги деформации в области сварного шва (рис. 3, картина 2'(ху)). С увеличением нагрузки до значений, предшествующих разрушению образца (стадия деформационного упрочнения) в области сварного шва происходит локализация неупругой деформации с образованием очагов пластической деформации разного знака, расположенных в «шахматном» порядке (рисунок 3, картины 3'(ху) и 4'(ху)).

Заключение

Выявлено, что разрушение образца после ЭЛС было в области сосредоточенной пластической деформации при деформации $\varepsilon_{истин}$ ~25%. Установлен совершенно другой сценарий разрушения при одноосном растяжении образца со сварным швом, полученным методом АДС. Разрушение образца при одноосной деформации растяжением происходит уже в области сварного шва при деформации порядка 10% и происходит без образования «шейки» вдали от сварного шва.

Литература

1. Братухин А.Г. Современные технологии авиастроения /А.Г. Братухина, Ю.Л. Ливанова. – М.: Машиностроение, 1999. – 832 с.
2. Колачев Б.А. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники / Б.А. Колачев, Ю.С. Елисеев, А.Г. Братухин, В.В. Талалаев. – М.: Изд-во МАИ, 2001. – 412 с.
3. Froes F.H. Titanium. Physical metallurgy, processing and applications. – Materials Park: ASM International, 2015. – 385 p.
4. Мавлютов Р.Р. Концентрация напряжений в элементах авиационных конструкций. – М: Наука, 1981. – 140 с.
5. Моисеев В.Н. Сварные соединения титановых сплавов / В.Н. Моисеев, Ф.Р. Куликов, Ю.П. Кириллов. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.
6. Земзин В.Н. Термическая обработка и свойства сварных соединений / В.Н. Земзин, Р.З. Шрон. – М.: Машиностроение, 1978. – 367 с.
7. Short A.B. Gas tungsten arc welding of $\alpha + \beta$ titanium alloys: a review // Materials Science and Technology. – 2009. – Vol. 25. – Iss. 3. – P. 309-324.
8. Slobodyan M.S. Arc welding of zirconium and its alloys: a review // Progress in Nuclear Energy. – 2021. Vol. 133. – No. 103630.
9. Назаренко О.К. Электронно-лучевая сварка /О.К. Назаренко, Е.И. Истомина, В.Е. Локшин. – М: Машиностроение, 1985. – 127 с.

10. Рыкалин Н.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. – М: Машиностроение, 1985. – 496 с.
11. Patterson T. A review of high energy density beam processes for welding and additive manufacturing applications / T. Patterson, J. Hochanadel, S. Sutton, B. Panton, J. Lippold // *Welding in the World*. – 2021. – Vol. 65. – Iss. 7. – P. 1235-1306.
12. Slobodyan M. Resistance, electron- and laser-beam welding of zirconium alloys for nuclear applications: a review // *Nuclear Engineering and Technology*. – 2021. – Vol. 53. – Iss. 4. – P. 1049-1078.
13. Sutton M.A. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements/ M.A. Sutton, J.J. Orteu, H. Schreier. – Columbia: University of South Carolina, 2009. – 364 p.
14. Третьякова Т.В., Оценка точности измерений с использованием видеосистемы анализа полей перемещений и деформаций /Т.В. Третьякова, М.П. Третьяков, В.Э. Вильдеман // *Вестник ПГТУ. Механика*. – 2011. – № 2. – С. 92-100.
15. Копаница Д.Г. Изменения напряженно-деформированных состояний приповерхностных слоев стали в процессе нагружения / Д.Г. Копаница, А.М. Устинов, А.И. Потехаев, А.А. Клопотов, Е.С. Марченко // *Известия ВУЗов. Физика*. – 2017. – Т. 60. – № 9. –С.105-113.
16. Федоров В.С. Экспериментальные исследования упругопластической деформации клеевых соединений методом корреляции цифровых изображений /В.С. Федоров, Д.Г. Копаница, А.А. Клопотов и др. // *Вестник ТГАСУ*. – 2017. – № 2. – С. 79-97.
17. Yoshida S. Analysis of near weld stress field based on strain measurement and physical mesomechanics / S. Yoshida, T. Sasaki, M. Usui, I.-K. Park // *Physical Mesomechanics*. – 2015. – Vol. 18. – Iss. 6. – P. 32-44.
18. Yasmeeen F. Effect of surface normal variability on local surface strain measurements in StereoDIC / F. Yasmeeen, M.A. Sutton, S. Rajan, H. Schreier, A. Campbell // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2021. – Vol. 138. – No. 106373.
19. Lattanzi A. A fast methodology for the accurate characterization and simulation of laser heat treated blanks / A. Lattanzi, A. Piccininni, P. Guglielmi, M. Rossi, G. Palumbo// *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2021. – Vol. 192. – No. 106134.
20. Bobbili, R. Flow and fracture characteristics of near alpha titanium alloy /R. Bobbili, R. Bobbili, V. Madhu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2016. – Vol. 684. – P. 162-170.

Оперативный неразрушающий контроль комплекса физико-механических свойств металла локальных зон сварных соединений

Матюнин В.М., Слива А.П., Марченков А.Ю., Жгут Д.А.,
Родякина Р.В., Каримбеков М.А., Волков П.В., Демидов А.Н.

ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», Москва, Россия
MatiuninVM@mpei.ru

Аннотация. Исследовано влияние развертки электронного луча типа «пила» на форму проплавления при электронно-лучевой сварке высокопрочной стали 30ХГСА с различными параметрами режима сварки. Методом кинетического (инструментального) индентирования получены распределения модуля нормальной упругости, а также характеристик прочности и пластичности в локальных зонах поперечных сечений сварных соединений. Показано, что в металле швов происходит резкое увеличение характеристик прочности и значительное снижение пластичности. Установлено, что значения модуля упругости также изменяются, при этом в металле шва выявлено его снижение (вплоть до 20%) по сравнению с основным металлом.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, механические свойства, контроль, кинетическое индентирование, модуль нормальной упругости, сталь 30ХГСА, развёртка электронного луча.

Abstract. The influence of the "saw-tooth" type electron beam sweep on the penetration shape during electron-beam welding of 30KhGSA high-strength steel with different welding modes is investigated. Using the instrumented indentation method, the distributions of Young's modulus, as well as the characteristics of strength and plasticity in the welded joints cross sections are obtained. It was found that in the weld metal there is a sharp increase in strength characteristics, while the ductility of the weld metal is significantly reduced. The values of the Young's modulus also varied over the cross sections, while in the weld metal its noticeable decrease (up to 20%) was recorded in comparison with the parent metal.

Keywords: electron beam welding, mechanical properties, non-destructive testing, instrumented indentation, Young's modulus, 30KhGSA steel, electron beam oscillation.

Введение

При любом способе сварки, включая электронно-лучевую (ЭЛС), структура и физико-механические свойства материала в различных локальных зонах сварного соединения различаются. Чем меньше это различие по сравнению с основным металлом, тем более качественным является сварное соединение. Если располагать информацией о распределении механических свойств металла по всему сварному

соединению, включая основной металл, зону термического влияния, металл шва, то возможно более обоснованно выбрать такие режимы сварки, при которых уменьшается различие механических свойств в отдельных локальных зонах. Следует отметить, что в сварных соединениях углеродистых и низколегированных сталей резкое повышение твердости и прочности металла шва и других зон сопровождается, как правило, снижением пластичности и трещиностойкости металла.

При традиционных испытаниях образцов, вырезанных из сварных соединений, можно определить только свойства наименее прочного участка сварного соединения. При нагружении всего сварного соединения зарождение трещины и последующее разрушение происходят вначале в самой опасной локальной зоне, в которой металл может находиться в охрупченном состоянии или имеет пониженную прочность по сравнению с другими локальными зонами. При этом, несмотря на удовлетворительные механические свойства металла в остальных зонах, процесс разрушения начинается в этой опасной зоне, а затем разрушается и все сварное соединение. Поэтому, чтобы избежать внезапного разрушения сварной конструкции, необходимо знать уровень механических свойств металла во всех локальных зонах сварного соединения. И чем больше механических характеристик будет известно, тем более обоснованно можно оценить конструкционную прочность сварного соединения.

Поскольку из отдельных локальных зон сварного соединения невозможно изготовить образцы для механических испытаний из-за ограниченного объема металла, то необходимы другие способы механических испытаний, среди которых наиболее эффективным является кинетическое индентирование (в зарубежной терминологии «инструментальное индентирование»). Этот способ сопровождается регистрацией кинетической диаграммы вдавливания индентора в координатах «нагрузка F – перемещение индентора α », включающей ветви нагружения и полной разгрузки. Наиболее информативную кинетическую диаграмму вдавливания можно получить вдавливанием сферического индентора. Это объясняется тем, что в процессе однократного погружения такого индентора в испытуемый материал непрерывно увеличивается угол вдавливания, однозначно зависящий от относительной глубины отпечатка t/R (t – глубина отпечатка, R – радиус индентора), а, следовательно, увеличивается и пластическая деформация испытуемого материала.

К настоящему времени кинетическое индентирование успешно развивается, появляются новые методики и приборы для регистрации и

обработки диаграмм вдавливания [1]. Но вместе с тем, как следует из существующих нормативных документов [2-3], по таким диаграммам вдавливания можно определить только твердость и модуль нормальной упругости. Однако при определении модуля нормальной упругости получаются весьма заниженные результаты, что можно объяснить сложностью точного учета влияния пластической деформации при вдавливании индентора.

В НИЛ «Механико-технологические испытания и оперативная диагностика материалов» кафедры технологии металлов НИУ «МЭИ» разработаны и запатентованы новые способы и методики определения механических свойств металла по кинетической диаграмме вдавливания, включая модуль нормальной упругости, предел текучести, временное сопротивление, относительное удлинение, трещиностойкость [1]. Эти методики основаны на установленной связи кинетических диаграмм вдавливания «невосстановленная твердость по Бринеллю HB_t – относительная глубина невосстановленного отпечатка t/R » с диаграммами растяжения «напряжение σ – относительное удлинение δ ». Основное условие подобия, необходимое для пересчета текущих значений твердости HB_t на текущие значения напряжения σ , состоит в обеспечении одинаковых значений деформации при вдавливании и растяжении. На рис. 1 представлена схема этапов преобразования кинетической диаграммы вдавливания в диаграмму растяжения в пределах равномерной деформации по методике «НИУ «МЭИ».

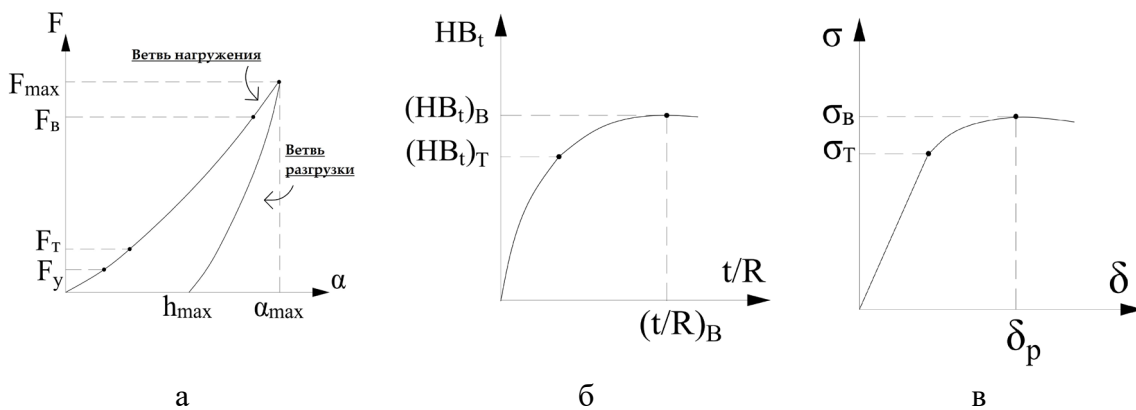


Рисунок 1 – Схема этапов преобразования кинетической диаграммы вдавливания « F - α » (а) в диаграммы « HB_t - t/R » (б) и « σ - δ » (в) по методике «НИУ «МЭИ»

В настоящем докладе приведены примеры определения кинетическим индентированием перечисленных выше механических свойств металла локальных зон сварных соединений из стали 30ХГСА, полученных электронно-лучевой сваркой на разных режимах.

Методика проведения исследований

В научно-производственном центре «Электронно-лучевые технологии» при «НИУ «МЭИ» на пластине из стали 30ХГСА толщиной 22 мм была произведена обработка режимов ЭЛС для исследования влияния развертки электронного луча типа «пила» (рис. 2) на форму проплавления при гарантированном сквозном проплавлении. Процесс ЭЛС был осуществлен на установке для электронно-лучевой сварки АЭЛТК-344-12 с ускоряющим напряжением 60 кВ.

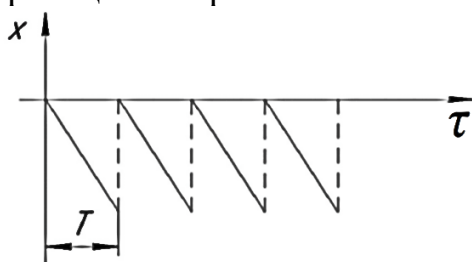


Рисунок 2 – Схема движения луча при развертке «пила» ($T = 1/f$ – период развертки, f – частота развёртки, τ – текущее время, x – координата луча)

Режим сварки, при котором формируется гарантированное сквозное проплавление: ток луча $I_n = 90$ мА; скорость сварки $v_{св} = 15$ м/ч; ток фокусировки $I_f = 757$ мА; рабочее расстояние $L_{раб} = 150$ мм. При получении сквозного проплавления без развертки образуется занижение в вершине шва. Оценку сварных швов с применением развертки электронного луча при сквозном проплавлении целесообразно выполнять по величине площади усиления F_y (или подреза F_n) на лицевой поверхности. Если величина усиления $\Delta F > 0$, то такое формирование считается благоприятным (рис. 3).

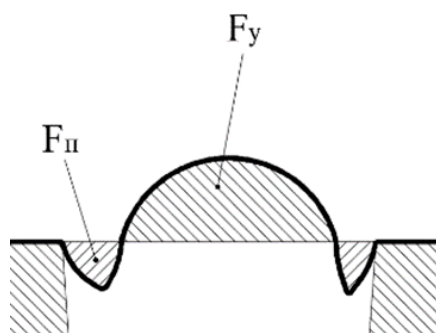


Рисунок 3 – Схема формирования усиления и подрезов сварного шва

В данной работе была выполнена ЭЛС на трёх режимах, параметры которых представлены в таблице 1.

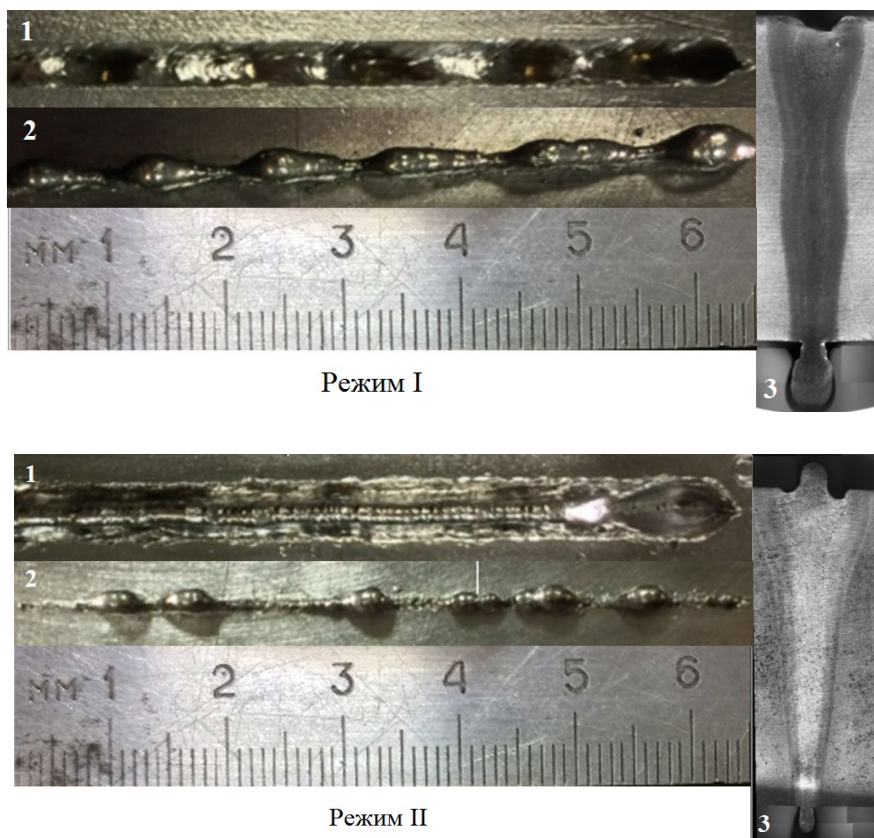
Таблица 1 – Параметры применяемых режимов ЭЛС

№ режима	Амплитуда развертки A , мм	Частота развертки f , Гц	Средняя ширина шва B_{cp} , мм	Усиление ΔF , мм ²
I	–	–	1,59	–2,36
II	1,5	35	2,08	1,98
III	1,2	37,50	2,34	–0,33

Для оценки комплекса механических свойств металла в локальных зонах сварных соединений в НИЛ «Механико-технологические испытания и оперативная диагностика материалов» кафедры технологии металлов НИУ «МЭИ» было выполнено кинетическое индентирование на универсальной машине Instron 5982 в режиме сжатия. Для регистрации диаграмм вдавливания был использован сферический индентор диаметром $D = 2,5$ мм ($R = 1,25$ мм). Скорость перемещения индентора составляла 0,5 мм/мин.

Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

На рисунке 4 представлены изображения внешнего формирования сварных швов с лицевой и обратной сторон, а также микрошлифы поперечного разреза сварных швов, полученных по режимам I, II и III.



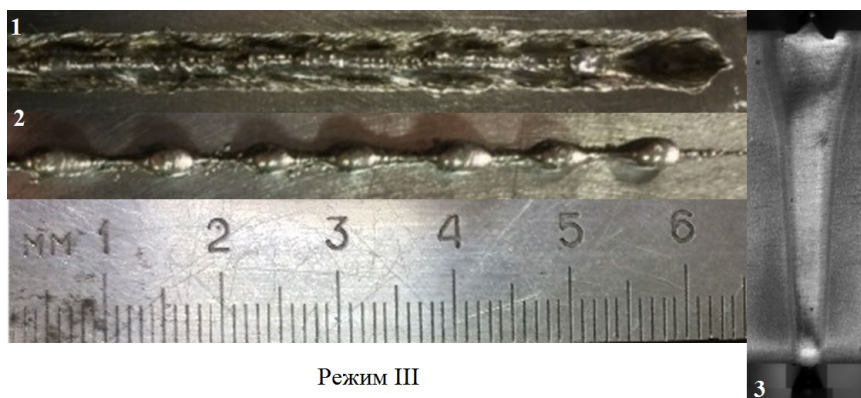


Рисунок 4 – Внешнее формирование сварных швов: 1 – лицевая сторона; 2 – обратная сторона; 3 – макрошлиф

Параметры развертки электронного луча существенно влияют на формирование сварного шва, причем при амплитуде развертки 1,5 мм и частоте 35 Гц формируется сварной шов с усилением в вершине шва ΔF около 2 мм², что согласуется с ранее проведенными исследованиями [4].

На рисунке 5 представлена схема расположения контрольных точек в сварных соединениях и графики распределения механических свойств металла в различных зонах этих сварных соединений.

Как следует из рисунков 4 и 5, для всех сварных швов наблюдается в разной степени неравномерное распределение механических свойств. В металле швов происходит резкое повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$ и временного сопротивления σ_B с понижением относительного равномерного удлинения δ_r до 2...3% при режимах I и II. Для режима III характерно менее резкое повышение $\sigma_{0,2}$ и σ_B и более высокое, до 6%, равномерное удлинение по сравнению с режимами I и II.

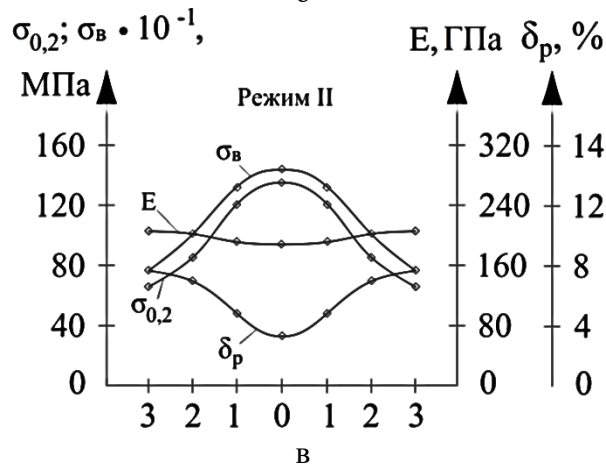
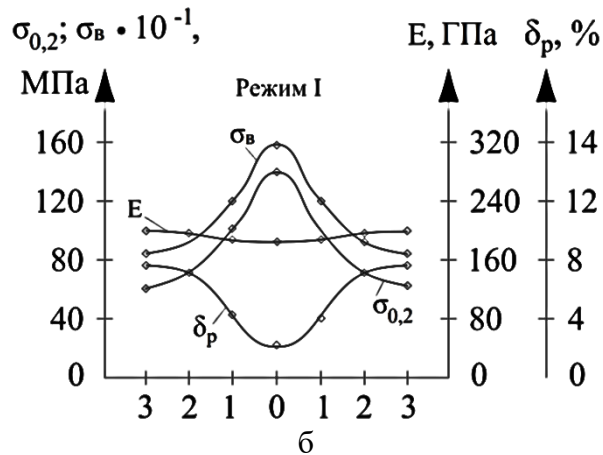
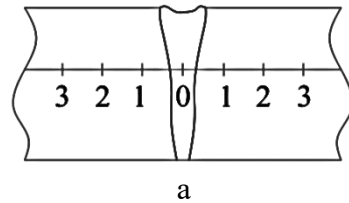
Однако особый интерес предоставляет распределение модуля нормальной упругости E в локальных зонах сварных соединений. Принято считать, что модуль упругости является малочувствительной физико-механической характеристикой к изменению химического состава и микроструктуры стали, наличию наклепа и воздействию технологических и эксплуатационных факторов. Вместе с тем, как показывают выполненные эксперименты, наблюдается существенное различие значений модуля упругости E в различных зонах сварного соединения. Для режимов I и II выявлено снижение модуля упругости E в металле шва до 20% по сравнению с основным металлом. А для режима III это снижение существенно меньше – примерно 10%. Этот факт надо учитывать при расчетах на прочность и оценке конструкционной прочности всей сварной конструкции.

Следует отметить, что на существенное изменение модуля упругости под воздействием технологических и эксплуатационных

факторов уже ранее было обращено внимание. Так в [5] был введен термин «дефект модуля упругости», который можно оценить отношением исходных и фактических значений модуля и использовать это отношение как важный диагностический параметр при оценке структурно-механического состояния металла после его обработки или длительной эксплуатации.

Заключение

Выполнена отработка различных режимов ЭЛС для исследования влияния развертки электронного луча типа «пила» на форму проплавления пластины из высокопрочной стали 30ХГСА толщиной 22 мм. Определены механические свойства металла локальных зон сварных соединений с использованием кинетического индентирования и методик НИУ «МЭИ».



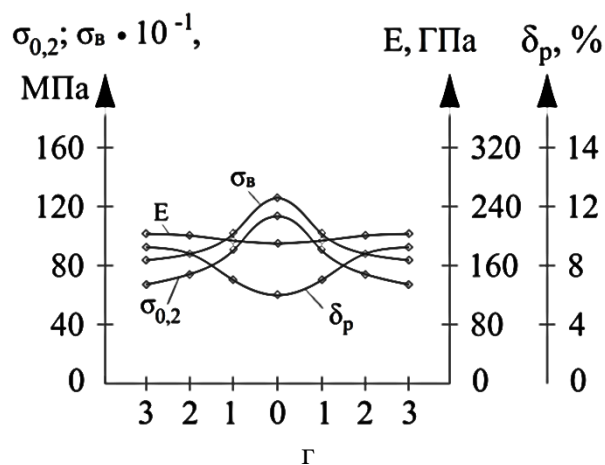


Рисунок 5 – Схема расположения контрольных точек в сварных соединениях (а) и распределения механических свойств металла в контрольных точках сварных соединений, полученных ЭЛС при режимах I (б), II (в), III (г)

Прочностные характеристики металла шва значительно превышают соответствующие значения характеристик прочности основного металла. При этом металл шва характеризуется более низкими значениями предельного равномерного относительного удлинения δ_p . При ЭЛС без использования развертки луча значения δ_p составляют всего около 2-3%, что делает сварное соединение склонным к хрупкому разрушению, несмотря на высокую прочность металла шва (временное сопротивление достигает 1600 МПа).

Установлено, что наблюдается неравномерное распределение значений модуля нормальной упругости, которые в разной степени снижаются в металле шва (до 20% относительно основного металла) в зависимости от режимов ЭЛС.

Применение развертки луча позволяет обеспечить более высокий запас пластичности металла шва (значение δ_p достигает 6%) и получить более равномерное распределение прочностных характеристик и модуля упругости по сечению сварного соединения.

Благодарности

Исследование проведено в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания № FSWF-2020-0023.

Литература

1. Матюнин В.М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов. / В.М. Матюнин. – М: Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.

2. ГОСТ Р 8.748–2011. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. – М.: Стандартинформ, 2013. – 25 с.
3. ГОСТ Р 56232–2014. Определение диаграммы «напряжение – деформация» методом инструментального индентирования шара. – М.: Стандартинформ, 2016. – 57 с.
4. Sliva A.P. EBW of aluminium alloys with application of electron beam oscillation / A.P. Sliva, V.K. Dragunov, E.V. Terentyev, A.L. Goncharov // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2018. Vol. 1089(1). – 012056.
5. Лебедев А.А. Модель накопления повреждений в металлических материалах при статическом нагружении / А.А. Лебедев // *Проблемы прочности*. 1995. – №7. - С. 31-40.

Исследование структуры и свойств алюмоматричных композиционных покрытий триботехнического назначения, сформированных на стальных подложках

Михеев Р.С.¹, Калашников И.Е.², Быков П.А.², Кобелева Л.И.²

¹ МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, РФ

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, РФ

Аннотация. Исследована структура и свойства алюмоматричных композиционных покрытий триботехнического назначения, сформированных на стальных подложках. Предварительно для ограничения взаимодействия между материалами подложки и матрицы композиционного материала, т.е. железом и алюминием, на поверхность подложки процессом сварки взрывом наносили промежуточный слой из чистого алюминия. Показано, что наплавленные композиционные покрытия состава АК12 + 10 масс.% SiC₍₄₀₎ характеризуются равномерным распределением частиц наполнителя, а значения их адгезионной прочности достигают 66 МПа. По результатам испытаний на трение и износ в условиях сухого трения скольжения определено, что изготовленные образцы обладают на 50% большей износостойкостью по сравнению с промышленными биметаллическими материалами из стали 20 с покрытием из баббита В83, и их применение в узлах трения позволит значительно расширить диапазон трибонагружения перспективной техники.

Ключевые слова: композиционные покрытия, дуговая наплавка, интерметаллиды, адгезионная прочность, триботехнические свойства.

Abstract. The structure and properties of aluminum-matrix composite coatings for tribotechnical purposes, formed on steel substrates, have been investigated. Preliminarily, to limit the interaction between the materials of the substrate and the matrix of the composite material, i.e. iron and aluminum, an intermediate layer of pure aluminum was applied to the substrate surface by the explosion welding process. It is shown that the deposited composite coatings of АК12 + 10 wt% SiC₍₄₀₎ are characterized by a uniform reinforcements distribution, and their adhesion strength values reach 66 MPa. According to the results of friction and wear tests under dry sliding friction conditions, it was determined that the manufactured samples have a 50% higher wear resistance compared to industrial bimetallic materials made of steel 20 with a В83 babbit coating, and their use in friction units will significantly expand the range of tribo loading of the promising constructions.

Keywords: composite coatings, arc cladding, intermetallics, adhesion strength, tribotechnical properties.

Введение

Для развития современной техники требуются новые комбинированные детали трибоузлов, состоящие из стального основания и рабочего антифрикционного слоя на основе цветных сплавов [1-3].

Однако, уровень триботехнических свойств применяемых в настоящее время традиционных материалов достиг предела [4-6]. Поэтому применение новых алюмоматричных композиционных материалов (КМ) в качестве подобных функциональных покрытий имеет решающее значение при разработке конструкций перспективной техники [7-10]. Основным препятствием для их внедрения является снижение характеристик за счет взаимодействия между материалами подложки и матрицы, т.е. железом и алюминием [11-14]. Для его преодоления применяют промежуточные слои, которые наносят на сталь разными методами [11, 14-16]. Проведенные исследования показали перспективность применения чистого алюминия в качестве промежуточного слоя, сформированного процессом сварки взрывом [16-18]. При этом для нанесения композиционных покрытий наибольший интерес вследствие универсальности и высокого уровня внедрения представляет процесс дуговой наплавки в защитных газах [14]. Поэтому целью настоящей работы явилось исследование структуры и свойств алюмоматричных композиционных покрытий триботехнического назначения, сформированных на стальных подложках.

Материалы и методы исследования

Композиционные покрытия получали процессом аргонодуговой наплавки на пластинах из качественной стали 20 (ГОСТ 1050) размером 300x150x15 мм. Промежуточный слой толщиной 5 мм из алюминия марки АД1 (ГОСТ 4784) наносили на их поверхность предварительно, процессом сварки взрывом, параметры которого приведены в [17].

В качестве присадочных материалов применяли разработанные композиционные прутки диаметром $5 \pm 0,1$ мм с матрицей из алюминиевого сплава АК12 (ГОСТ 1583), содержащие 10 масс.% частиц карбида кремния средним размером 40 мкм [19]. Как было установлено ранее, важное значение для получения качественных сталеалюминиевых композиций имеет обеспечение частичного проплавления промежуточного слоя, т.е. отсутствие контакта расплава с твердой сталью [17]. Поэтому были выбраны следующие основные режимы наплавки: сварочный ток – 120-160 А, напряжение на дуге – 18-20 В, скорость наплавки – 11-13 м/ч.

Структуру изготовленных образцов оценивали с помощью средств оптической и электронной микроскопии (светового микроскопа Leika DMILM, и растрового электронного микроскопа Helios NanoLab 660 с приставкой для рентгеноспектрального микроанализа (МРСА)).

Адгезионную прочность наплавленных покрытий определяли при испытаниях на отрыв и срез по схемам, применяемым для биметаллических материалов узлов трения [20, 21].

Триботехнические свойства образцов оценивали по результатам испытаний в условиях сухого трения скольжения на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System. Схема испытаний «вращающаяся втулка (контртело из стали 40Х (HRC>45)) по неподвижному диску (испытываемый образец)» повторяла работу большинства реальных узлов трения. Испытания проводили в интервале удельных давлений от 0,2 до 2,56 МПа и скорости скольжения 0,39 м/с в течение 10 минут. Результаты испытаний сравнивали с таковыми для применяемых в промышленности биметаллических образцов из стали 20 с покрытием из сплава баббита марки Б83 (ГОСТ 1320).

Результаты и обсуждение

После механической обработки, необходимой для выравнивания плоскости рабочей поверхности, наплавленные покрытия из КМ имеют толщину 2,5-3 мм (рис.1, а). Их микроструктура характеризуется относительно равномерным распределением упрочняющих частиц наполнителя (рис.1, б).

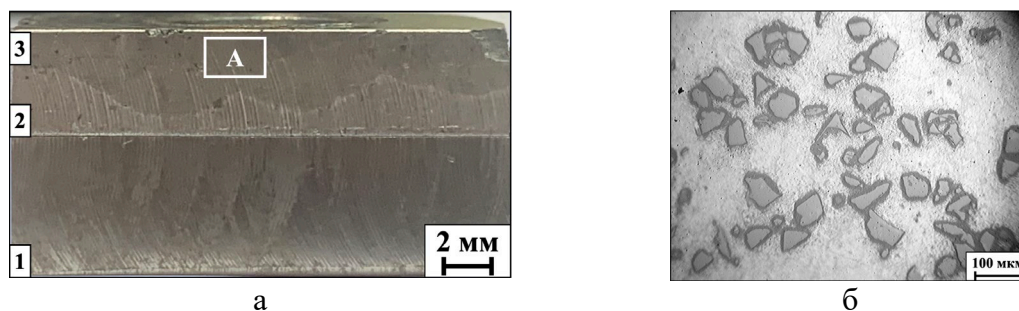


Рисунок 1 – Характерные макро- (а) и микроструктура в области «А» (б) изготовленных образцов. 1 – подложка из стали 20; 2 – промежуточный слой из сплава АД1; 3 – композиционное покрытие АК12 + 10 масс.% SiC₍₄₀₎

В сравнении с исходным состоянием после наплавки на границе раздела сталь-алюминий в местах отсутствия интерметаллидов образуется сплошной слой толщиной до 6 мкм из фаз Fe₂Al₅ по данным МРСА. Результатом этого является уменьшение средней протяженности зон, свободных от интерметаллидов, с 20 до 5% от общей площади соединения (рис.2). Несмотря на это средние значения адгезионной прочности наплавленных покрытий составляют 47 и 66 МПа при испытаниях на срез и отрыв соответственно, и удовлетворяют требованиям к комбинированным деталям трибоузлов [13].

Результаты испытаний на трение и износ представлены на рисунке 3. Видно, что увеличение удельного давления приводит к росту интенсивности изнашивания и снижению значений среднего коэффициента трения покрытий. Образцы с композиционным покрытием характеризуются меньшими на (30-50)% значениями интенсивности изнашивания по сравнению с таковыми, имеющими рабочий слой из баббита Б83, при удельных давлениях до 0,68 МПа. В этом же диапазоне трибонагружения минимальными значениями коэффициента трения обладают образцы с покрытием из баббита (0,18 против 0,35).

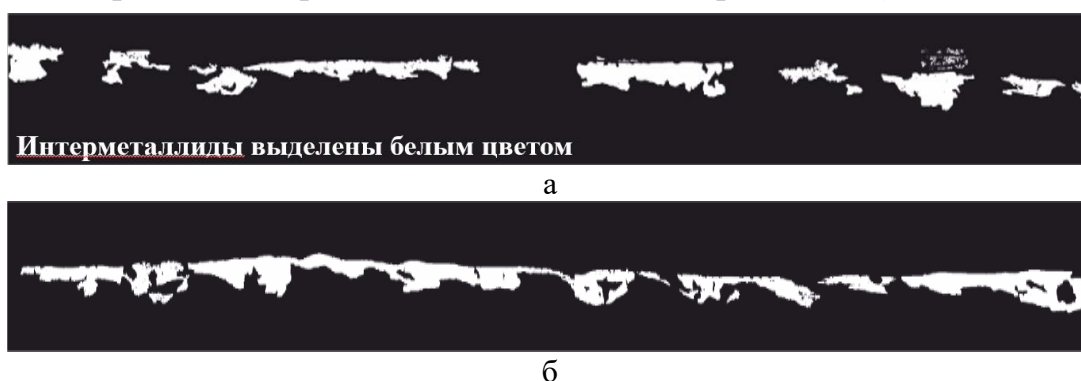


Рисунок 2 – Монохромное изображение границы раздела образцов в исходном состоянии (а) и после нанесения композиционного покрытия (б)

Дальнейшее увеличение удельного давления приводит к переходу в задиры покрытий из баббита. Об этом свидетельствует резкое увеличение интенсивности изнашивания и коэффициента трения до $17,8 \times 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{м}$ и 0,35 соответственно, а также наблюдаемое в ряде случаев отслоение покрытий. Изготовленные образцы с наплавленным композиционным покрытием сохраняют свою работоспособность во всем исследованном диапазоне трибонагружения.

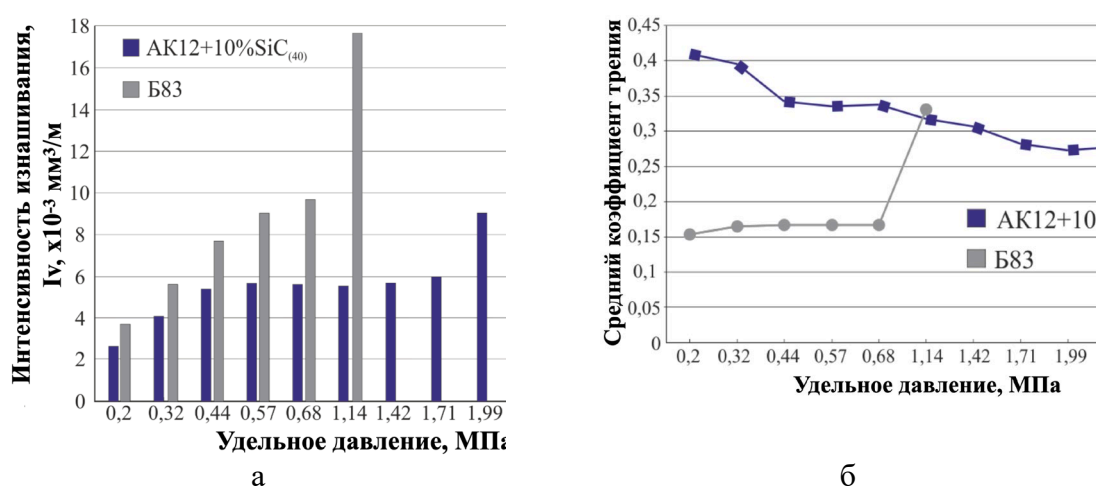


Рисунок 3 – Влияние удельного давления на интенсивность изнашивания (а) и коэффициент трения (б) изготовленных образцов

Заключение

Процессом аргонодуговой наплавки на стальных подложках, имеющих промежуточный алюминиевый слой, сформированы композиционные покрытия состава АК12+10масс.% SiC₍₄₀₎. Полученные покрытия характеризуются равномерным распределением частиц наполнителя и обладают значениями адгезионной прочности до 66 МПа. Применение изготовленных образцов в узлах трения позволяет расширить диапазон трибонагружения, а также уменьшить до 50% интенсивность изнашивания по сравнению с биметаллическими материалами из стали 20 с покрытием из баббита Б83.

Литература

1. Leszczynska-Madej B. The properties of babbitt bushes in steam turbine sliding bearings/ B. Leszczynska-Madej, M. Madej // Archives of Metallurgy and Materials. – 2011. – Vol. 56, is. 3. – P. 805-812.
2. Дроконов А.М. Подшипники турбинных установок: учебное пособие / А.М. Дроконов, А.В. Осипов, А.В. Бирюков. – Брянск: БГТУ, 2009. – 103 с.
3. Рябов В.Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений / В.Р. Рябов. – М: Metallurgia, 1975. – 283 с.
4. Паровой Е.Ф. Актуальные проблемы надежности узлов трения газотурбинных двигателей / Е.Ф. Паровой, И.Д. Ибатуллин // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. – 2015. – Т. 14, № 3-2. – С. 375–383.
5. Babu M. Review of journal bearing materials and current trends/ M. Babu, A. Rama Krishna, K. Suman // American Journal of Materials Science and Technology. – 2015. – Vol. 4, is. 2. – P. 72-83.
6. Пилюшина Г.А. Причины потери работоспособности насосов и гидромоторов мобильных машин / Г.А. Пилюшина, Е.А. Памфилов // Актуальные направления научных исследований XXI века: теория и практика. – 2017. – Т. 5, № 6 (32). – С. 219-224.
7. Chernyshova T.A. Development and testing of Al-SiC and Al-TiC composite materials for application in friction units of oil-production equipment / T.A. Chernyshova, R.S. Mikheev, I.E. Kalashnikov, I.V. Akimov, E.I. Kharlamov // Inorganic materials: Applied research. – 2011. – Is. 3. – P. 322-329.
8. Михеев Р.С. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова. – М: Матка, 2013. – 356 с.
9. Panwar N. Fabrication methods of particulate reinforced aluminium metal matrix composite-a review / N. Panwar, A. Chauhan // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5. – P. 5933-5939.
10. Samal P. Recent progress in aluminum metal matrix composites: A review on processing, mechanical and wear properties / P. Samal, P. Vundavilli, A. Meher, M. Mahapatra // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 59. – P. 131-152.
11. Рябов В.Р. Алюминирование стали / В.Р. Рябов. – М: Metallurgia, 1973. – 240 с.
12. Agudo L. Intermetallic Fe_xAl_y-phases in a steel/Al-alloy fusion weld / L. Agudo, D. Eyidi, C.H. Schmaranzer, E. Arenholz, N. Jank, J. Bruckner, A.R. Pyzalla // Journal of Materials Science. – 2007. – Vol. 42. – P. 4205–4214.
13. Wang Q. Effects of Fe-Al intermetallic compounds on interfacial bonding of clad materials / Q. Wang, X. Leng, T. Yang, J. Yan // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2014. – Vol. 24, is. 1. – P. 279-284.
14. Ковалев В.В. Особенности получения сталеалюминиевых соединений методами сварки плавлением / В.В. Ковалев, Р.С. Михеев, Н.В. Коберник // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. – 2016. – № 4. – С. 93–112.

15. Aizawa Y. Experimental and numerical analysis of the formation behavior of intermediate layers at explosive welded Al/Fe joint interfaces / Y. Aizawa, J. Nishiwaki, Y. Harada, S. Muraishi, S. Kumai // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2016. – Vol. 24, is. 1. – P. 100-106.
16. Carvalho G. Microstructure and mechanical behaviour of aluminium-carbon steel and aluminium-stainless steel clads produced with an aluminium interlayer / G. Carvalho, I. Galvao, R. Mendes, R.M. Leal, A. Loureiro // *Materials Characterization*. – 2019. – Vol. 155. – P. 109819-109821.
17. Mikheev R.S. Effect of the process of production of functional gradient layered steel–aluminum compositions on their structure and properties / R.S. Mikheev, N.V. Kobernik, I.E. Kalashnikov // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2020. – Vol. 2020, is. 9. – P. 1020–1026.
18. Carvalho G. Aluminum-to-steel cladding by explosive welding / G. Carvalho, I. Galvao, R. Mendes, R.M. Leal, A. Loureiro // *Metals*. – 2020. – Vol. 10, is. 8. – P. 1062-1078.
19. Михеев Р.С. Разработка литых прутков из алюмоматричного композиционного материала для наплавки износостойких покрытий / Р.С. Михеев // *Перспективные материалы*. – 2008. – Специальный выпуск, ноябрь. – С. 663-669.
20. РД 31.28.09-93 Подшипники скольжения судовые с антифрикционным слоем из сплава на основе олова, свинца. Технические требования к материалам. Типовые технологические процессы. – Санкт-Петербург: ЦНИИМФ, 1993. – 85 с.
21. ОСТ 92 8629-75 Соединения неразъемные стальных деталей с алюминиевыми через биметаллические переходники. Типы. Технические требования. – 1975. – 37 с.

Исследование влияния термовакuumной обработки и электронно-лучевой сварки на формирование сварного соединения и фазового состава алюминиевого сплава 1420¹

Федосеева Е.М.¹, Ольшанская Т.В.¹

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет / Кафедра «Сварочное производство, метрология и технология материалов», Пермь, Россия

Аннотация. Алюминиевый сплав марки 1420, относящийся к системе легирования Al-Mg-Li, получил широкое применение при изготовлении легких конструкций в аэрокосмической отрасли, его свариваемость имеет ряд особенностей, в частности склонность к высокой растворимости водорода в расплавленном состоянии, приводящая к пористости, одним из решений которой предложена термовакuumная обработка (ТВО) материала перед сваркой. В работе представлены исследования влияния ТВО и фазового состава на формирование сварного соединения алюминиевого сплава 1420 при электронно-лучевой сварке. Представлены результаты металлографических исследований и термодинамических расчетов в сварных швах. В сплаве системы легирования Al-Mg-Li выявлены включения нескольких видов и поры, установлен характер их распределения, а также отсутствие пор в шве при ЭЛС. Показано изменение твердости в сварных соединениях, которое зависит от характера выделения в основном металле упрочняющих мелкодисперсных фаз. Определен их состав и средние скорости охлаждения, при которых они образуются. Отмечено, что порообразование в металле сплава наиболее характерно для материала без ТВО, тогда как ТВО приводит к их снижению, а технология ЭЛС позволяет получать сварные швы без пор.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, система легирования, термовакuumная обработка, фазы, электронно-лучевая сварка, микротвердость, термодинамический расчет, скорость охлаждения, сварной шов, включения.

Abstract. 1420 aluminum alloy relates to Al-Mg-Li alloying system, is widely used in the manufacture of lightweight constructions in the aerospace industry, its weldability has a series of features, including the tendency to high solubility of hydrogen in the molten state, which leads to porosity. Thermo vacuum treatment (TVT) of the material before welding is one of solutions to reduce porosity. The paper presents the studies of TVT and Electron Beam Welding (EBW) influence on the formation of welded joints and phase composition of 1420 aluminum alloy. The results of metallographic studies and thermodynamic calculations in welded joints are presented. Inclusions of several forms and pores in Al-Mg-Li alloying system have been revealed, the character of their distribution and the absence of pores in the weld made by Electron Beam Welding have been established. The change of hardness in

¹ Исследование проведено при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации программы деятельности научно-образовательного центра мирового уровня "Рациональное недропользование".

welded joints, which depends on the nature of allocation in the parent metal of strengthening finely dispersed phases, is presented. Their composition and average cooling rates at which they are formed are indicated. It is shown that pore formation in the alloy metal is most characteristic for the material without TVO, while TVO leads to their decrease, and the EBW technology allows obtain welds without pores.

Keywords: aluminum alloy, alloying system, thermal vacuum treatment, phases, electron beam welding, microhardness, thermodynamic calculation, cooling rate, weld, inclusions.

Введение

Алюминиевые сплавы находят широкое применение в разных областях промышленности, в том числе аэрокосмической отрасли, благодаря своим уникальным свойствам. Их отличие от других материалов заключается в низкой плотности, требуемой прочности и исключительно высоком значении модуля упругости [1, 2]. Одним из перспективных по использованию в промышленных масштабах является алюминиевый сплав марки 1420. Деформируемый сплав 1420 с плотностью 2,47 г/см³ – самый легкий среди алюминиевых сплавов [3-8], относится к сплавам системы легирования Al-Mg-Li и получил широкое применение при изготовлении легких конструкций, в частности конструкций летательных аппаратов.

Основным методом получения соединений в конструкциях остается сварка. Свариваемость алюминиевого сплава марки 1420 имеет ряд особенностей, связанных с физико-химическими и технологическими свойствами материала [6-10]. Основные трудности вызваны наличием прочного оксидного слоя, высокой теплопроводностью, высоким коэффициентом теплового расширения и, прежде всего, высокой растворимостью водорода и других газов в расплавленном состоянии [11].

Одним из основных источников порообразования для сплавов системы Al-Mg-Li считается поверхностный слой, образующийся в процессе изготовления и технологических нагревов деталей. Соединения поверхностного слоя диссоциируют при сварочном нагреве с выделением газов. Поэтому в качестве основной меры предупреждения возникновения пористости в сварных швах системы Al-Mg-Li предложено одно из принципиальных решений: термовакуумная обработка материала перед сваркой, с целью изменения состава соединений, и снижения концентрации водорода в основном металле [13]. Считается, что после проведения данных мероприятий источники порообразования для сплавов системы Al-Mg-Li практически ничем не отличаются от других алюминиевых сплавов.

Однако, дополнительные проблемы возникают, когда внимание уделяется сплавам, поддающимся термической обработке, поскольку

тепло, обеспечиваемое процессом сварки, ответственно за ухудшение механических свойств, вследствие фазовых превращений [3, 5, 14]. Поэтому важной задачей при сварке служат не только методы по снижению порообразования, но и технология сварки.

В связи с этим цель настоящей работы – исследование влияния термовакuumной обработки и фазового состава на формирование сварного соединения алюминиевого сплава марки 1420 при электронно-лучевой сварке.

Материалы и методика исследований

Исследование сварных соединений проводилось на образцах из алюминиевого сплава марки 1420, выполненных электронно-лучевой сваркой. Режимы сварки: ускоряющее напряжение $U_y = 20$ кВ, сварочный ток $I_{св} = 130$ мА, скорость сварки $V_{св} = 55$ м/ч. Сварка осуществлялась на установке АЭЛТК-343.

Часть образцов перед сваркой были подвергнуты термовакuumной обработке (ТВО) по следующим режимам [13-16]: термовакuumная обработка при температуре $(450 \pm 10^\circ \text{C})$ в течение 6 ч. Время обработки назначается в зависимости от толщины материала, вакуум не ниже 1×10^{-3} мм рт.ст.: закалка при температуре $(450 \pm 15^\circ \text{C})$ с последующим охлаждением на воздухе; искусственное старение при температуре $(120 \pm 15^\circ \text{C})$ в течение времени 5 ч. с охлаждением на воздухе. Толщина исследуемых образцов 3 мм.

Металлографические исследования полученных сварных соединений выполнены на микроскопе Altami MET1T при увеличении до 1000 с использованием программного обеспечения Altami Studio 3.5. Согласно данным [1, 16, 17] сплав имеет следующий состав: магний (Mg) – 5,0...6,0%; литий (Li) – 1,9...2,3%; цирконий (Zr) – 0,09...0,15%; кремний (Si) – 0,1...0,3%; Примесей, не более: железо (Fe) – 0,3%; титан (Ti) – 0,1%; марганец (Mn) – 0,3%; натрий (Na) – 0,05%; остальное алюминий (Al).

Измерение микротвердости проводится вдоль сварного соединения по направлению: основной металл, ЗТВ, сварной шов, ЗТВ, основной металл. Анализ термодинамических расчетов возможных фаз при равновесной кристаллизации сплава (в координатах % фаз от температуры) проведен с помощью программного комплекса JMatPro.

Результаты и обсуждения

Металлографический анализ основного металла сплава 1420 в нетравленном виде (предварительно не подвергнутого ТВО) показал

характерное выделение включений, расположение которых в исследуемых областях неоднородно: от единичного до комплексного – в виде цепочек, а также наличие пор. Анализ включений в светлом поле выявил как темные включения, так и светлые, имеющие при этом совершенно разную форму (рис. 1, а). В поляризованном свете некоторые светлые включения становятся темными (рис. 1, б), другие приобретают свечение, тогда как при темном освещении проявляется светящиеся очертания у большинства включений [16, 18, 19]. Это дает основание утверждать, что в сплаве происходит выделение нескольких групп включений, имеющих разную форму, а ряд из них неправильную остроугольную (рис. 2).

Анализ включений в металле сплава после травления показал четко выраженную структуру материала со следами текстуры деформации (рис. 3, а), а также установлены как минимум три вида включений разной природы (рис. 3, б, в).

Исследования в поляризованном свете при постепенном гашении позволили выявить наличие мелких, рассеянных по сечению металла, пор (рис. 4).

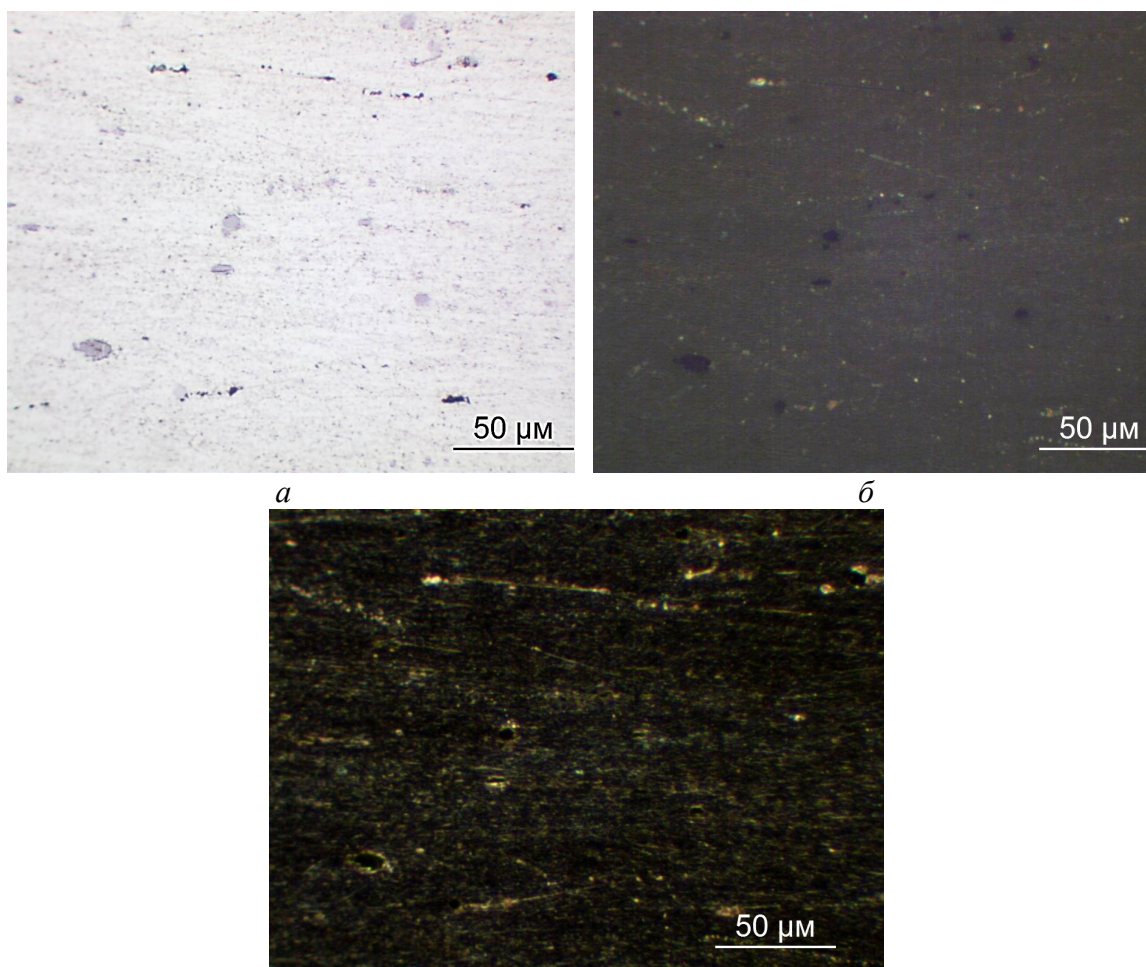


Рисунок 1 – Включения в сплаве 1420 ($\times 500$); а – светлое поле, б – поляризованный свет, в – темное поле

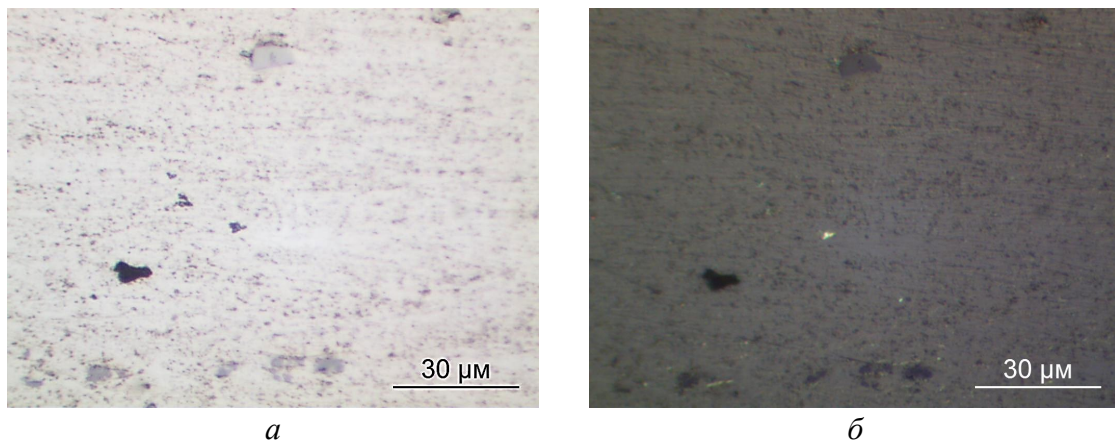


Рисунок 2 – Включения в сплаве 1420, ($\times 1000$);
 а – светлое поле, б – поляризованный свет

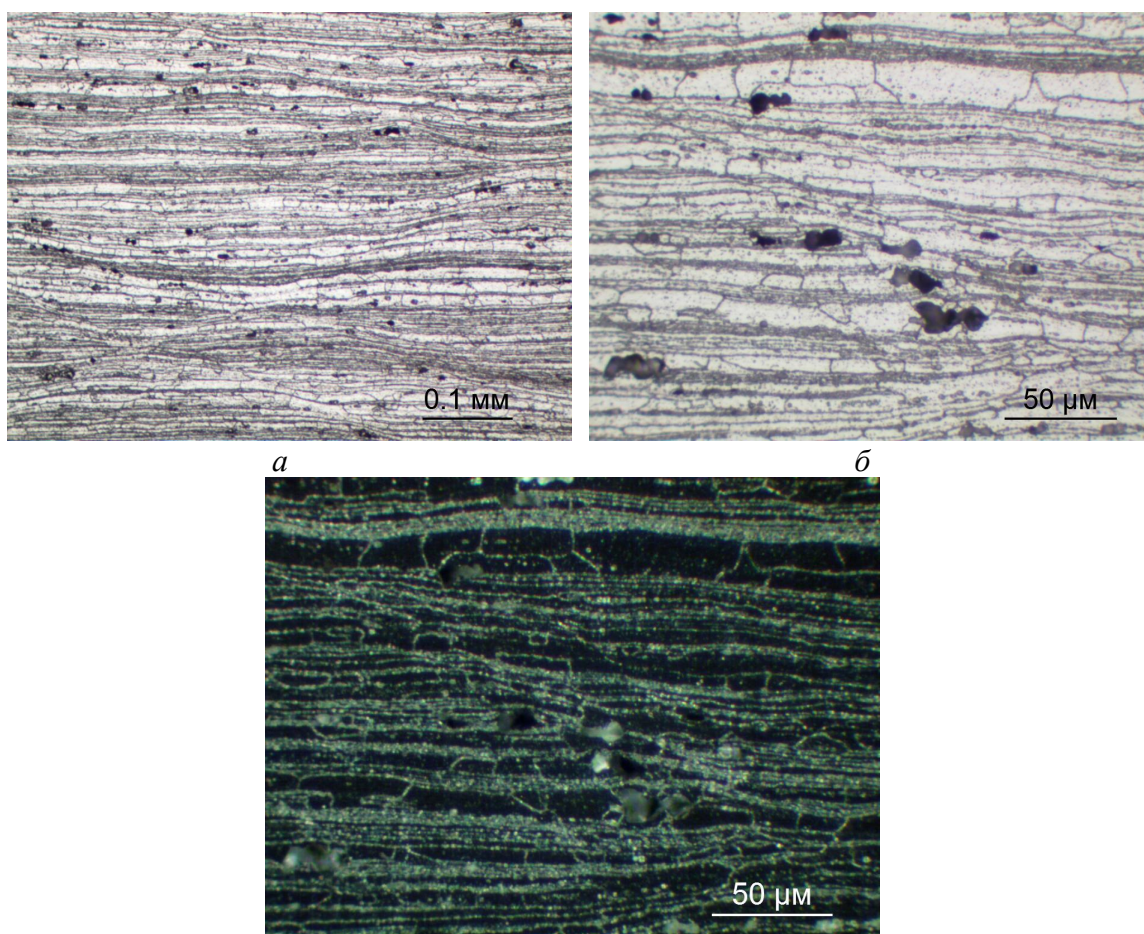


Рисунок 3 – Включения в сплаве 1420 после травления, а – светлое поле ($\times 200$);
 б – светлое поле ($\times 500$), в – поляризованный свет ($\times 500$)

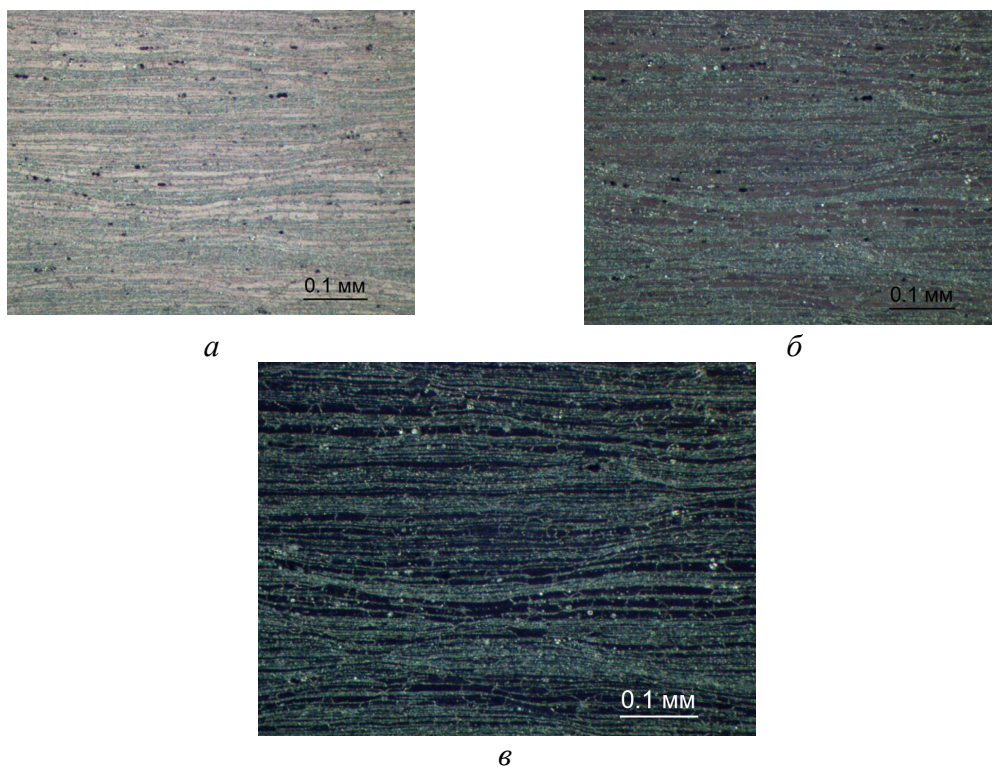


Рисунок 4 – Включения и поры в основном металле сплава 1420 после травления, поляризованный свет ($\times 200$), постепенное гашение; без термовакуумной обработки

Данные анализа по основному металлу сплава, подвергнутого ТВО, практически идентичны с предыдущими результатами. Как отмечено [16, 20], в металле сплава присутствуют и включения, и некоторое количество пор. Кроме того, видны следы текстуры деформации, которые при условии термовакуумной обработки должны исчезнуть, т.к. при заданных температурах теоретически происходит процесс рекристаллизации и зерна приобретают равноосный вид, чего по результатам полностью не произошло (рис. 5).

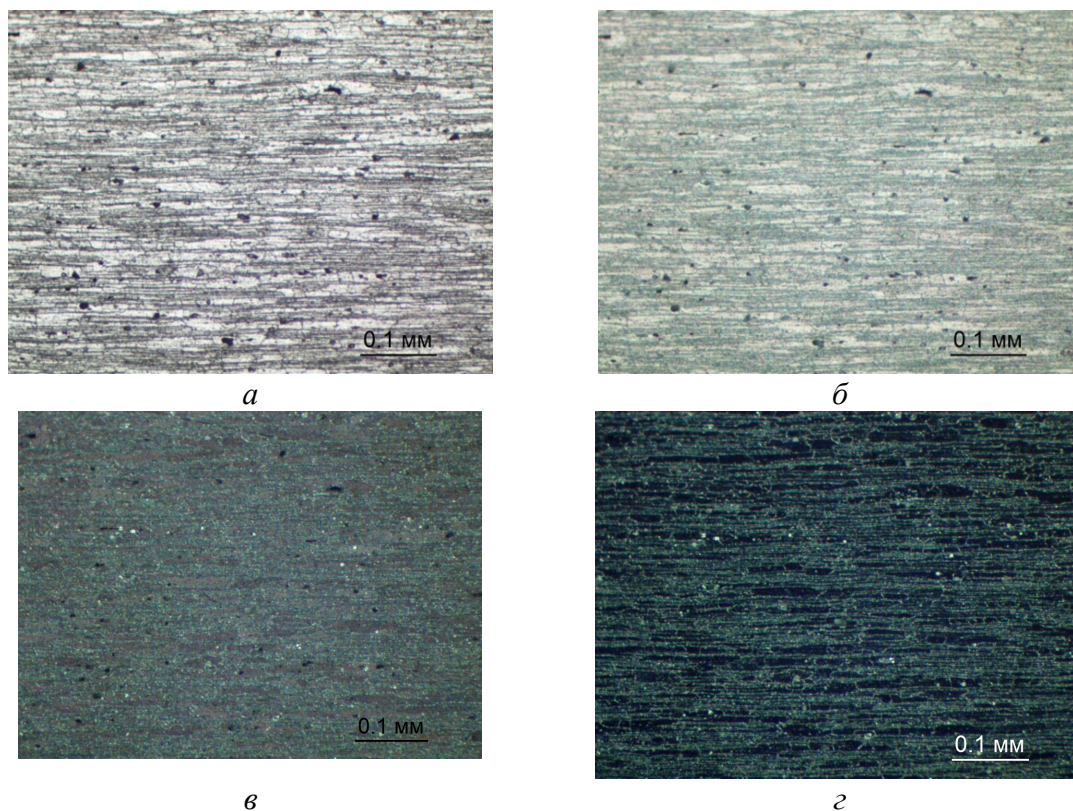


Рисунок 5 – Включения и поры в основном металле сплава 1420 после травления:
 а – светлое поле, б-г – поляризованный свет, постепенное гашение;
 с термовакuumной обработкой (× 200)

Металлографический анализ в сварных швах сплава, выполненных электронно-лучевой сваркой, показал следующее. Металл швов, как не подвергнутого, так и предварительно подвергнутого термовакuumной обработке, не имеет существенных отличий по включениям. По характеру формирования включений и их распределению по сечению сварного соединения в целом можно выделить две зоны: равномерного – 1, непосредственно шов при ЭЛС (рис. 6, а и 7, а) и неравномерного – 2 распределения, область зоны сплавления и зоны термического влияния (рис. 6, б и 7, б). Зона с равномерным распределением частиц содержит незначительное число неметаллических включений для сварных швов в обоих случаях.

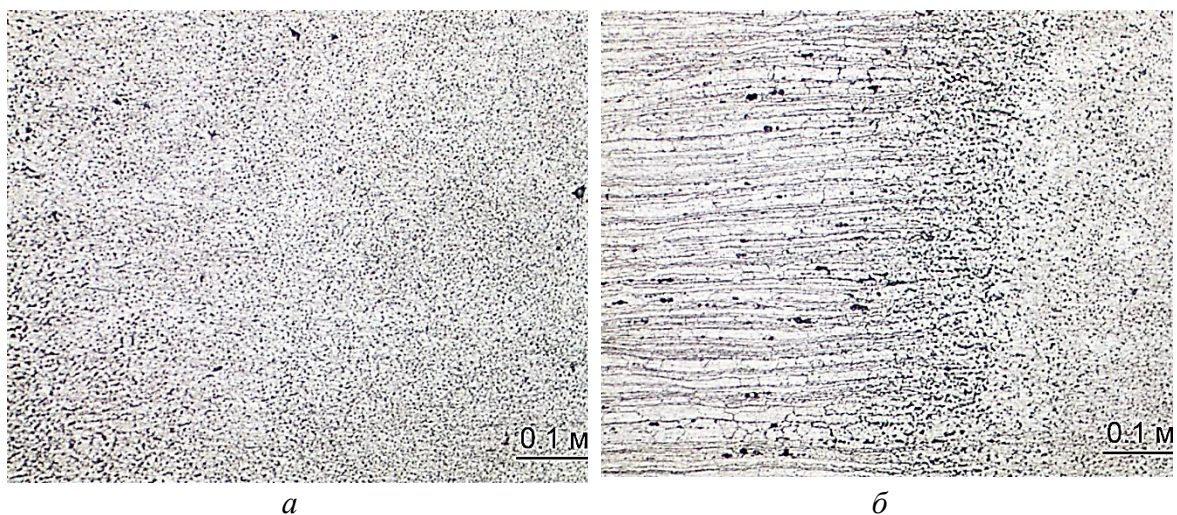


Рисунок 6 – Включения в сварном шве сплава 1420 при ЭЛС (без термовакуумной обработки), $\times 200$

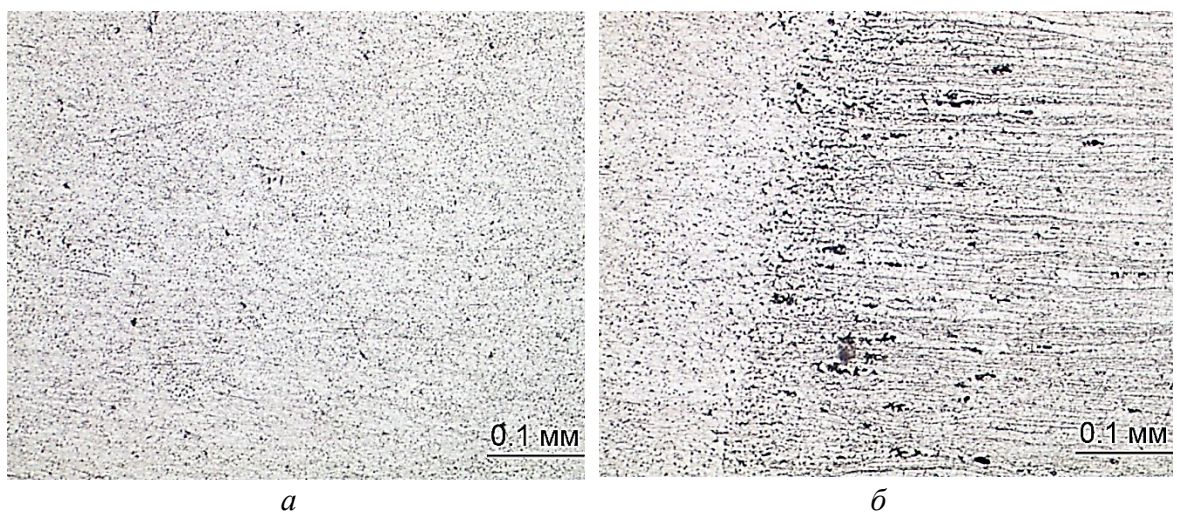


Рисунок 7 – Включения в сварном шве сплава 1420 при ЭЛС (с термовакуумной обработкой), $\times 200$

Швы с предварительной термовакуумной обработкой в зоне термического влияния более неоднородны по распределению включений (рис. 7, б). Некоторые имеют сложную форму и состав (рис. 8), как показал анализ в разном поле освещения. Особенность расположения таких включений на поверхности ближе к основному металлу. В самом шве таких включений не обнаружено при исследовании.

До недавнего времени все включения, обнаруживаемые в алюминиевых сплавах, объединяли общим названием – окисные пленки [1, 18, 19]. Однако, включения отличаются большим разнообразием оттенков и структуры. При определении степени загрязнённости сплава обычно подсчитывают только площадь, занимаемую включениями, без

разделения их по видам. Выявлено, что обнаруживаемые загрязнения по внешнему виду в основном можно разделить на четыре группы [18]:

- 1) Включения, представляющие собой гладкие площадки с металлическим блеском того же оттенка, что и основной металл;
- 2) Включения, подобно первым, но с золотистым оттенком;
- 3) Включения тускло-серого цвета с шероховатой поверхностью;
- 4) Включения тёмного цвета с вкраплениями мелких кусочков шлака.

Как известно, в настоящее время нет полных исследований, что представляет собой каждый из перечисленных дефектов. Кроме того, природа образования, роста и объединения включений сложная, в каждом конкретном случае, при каждой технологии следует учитывать условия процесса образования включения в сварочной ванне и процессы их коагуляции. Поэтому включения в сварных швах имеют разную природу образования, состав и форму строения, в том числе характер распределения.

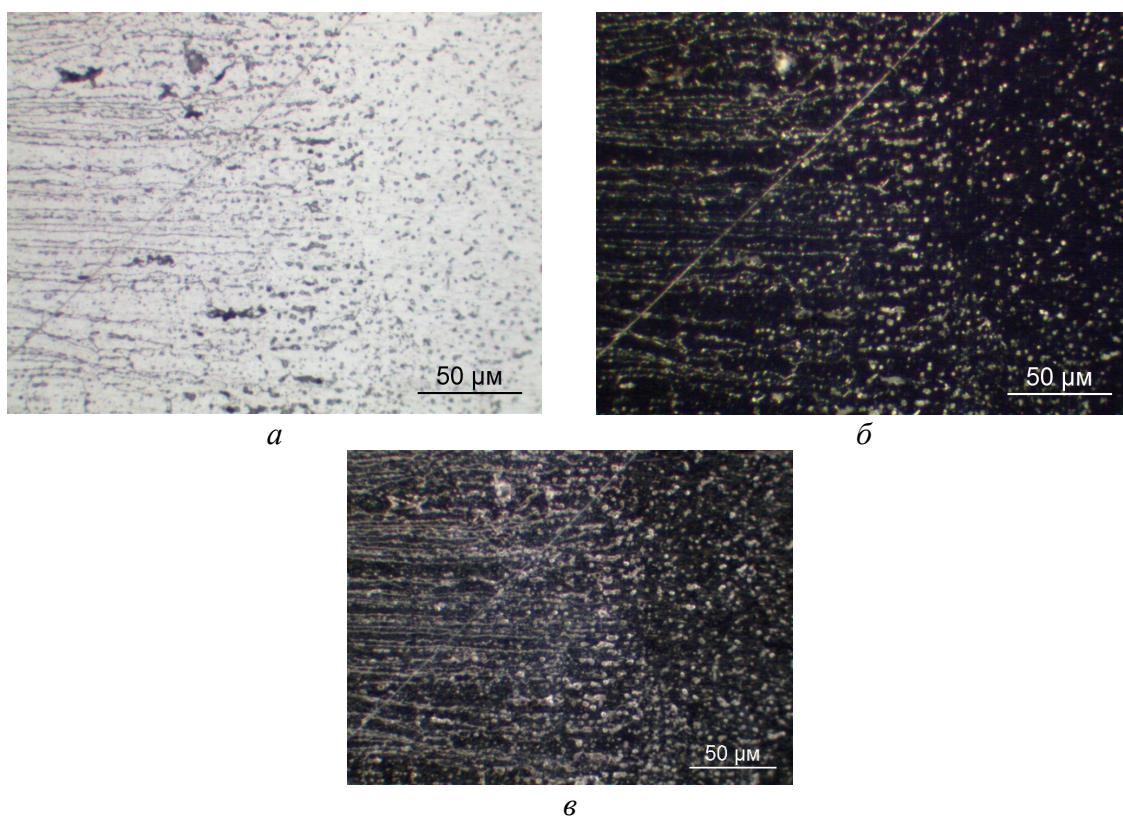


Рисунок 8 – Включения в сварном шве сплава 1420 при ЭЛС (с термовакuumной обработкой), $\times 500$, а – светлое поле, б – поляризованный свет, в – темное поле

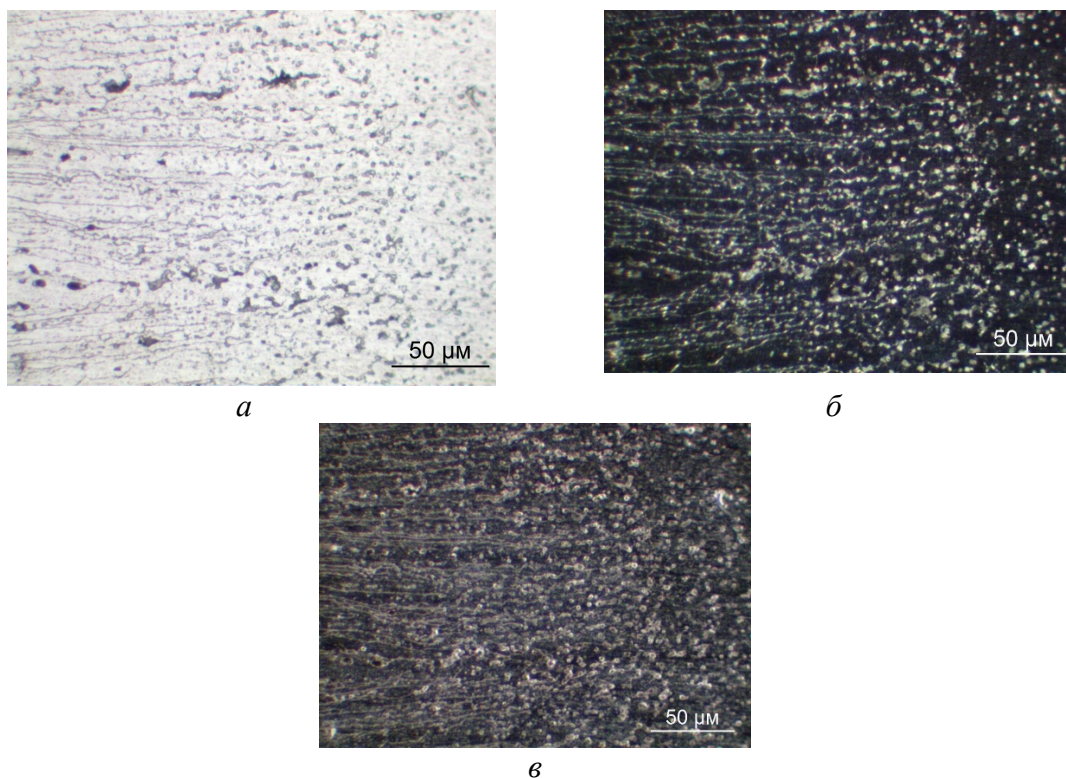


Рисунок 9 – Включения в сварном шве сплава 1420 при ЭЛС (без термовакуумной обработки), $\times 500$, а – светлое поле, б – поляризованный свет, в – темное поле

Аналогичная картина складывается и в металле сварных швов, предварительно не подвергнутых обработке (рис. 9). Анализ выявил одиночные включения, которые имеют определенную форму, разную природу образования и разный состав. Распределение включений характерно для их четкой концентрации по границам зерен. Однако, характерной особенностью является отсутствие пор в сварных швах при ЭЛС. Кроме того, микроструктура сварных соединений сплава 1420 при травлении дает сложную картину поверхности (рис. 10).

Это связано с фазами, выделяющимися при сварке швов соединений. Так, анализ термодинамических расчетов возможных фаз при равновесной кристаллизации сплава (в координатах % фаз от температуры) показал результаты, представленные на рис. 11. Расчет производился в интервале температур от 900 до 20°C с шагом 5°C. По полученным данным, установлено, что температура начала кристаллизации алюминия $T_L = 663^\circ\text{C}$, температура конца кристаллизации $T_S = 529^\circ\text{C}$ [20]. Характерно то, что до начала кристаллизации алюминия (Al), при температуре $T = 860^\circ\text{C}$, из жидкости (LIQUID) начинает образовываться Al_2ZrTi , а при температуре $T = 651^\circ\text{C}$ – начинает

кристаллизоваться Al_3Fe , при этом содержание Al_2ZrTi составляет 0,48% (рис. 11, а).

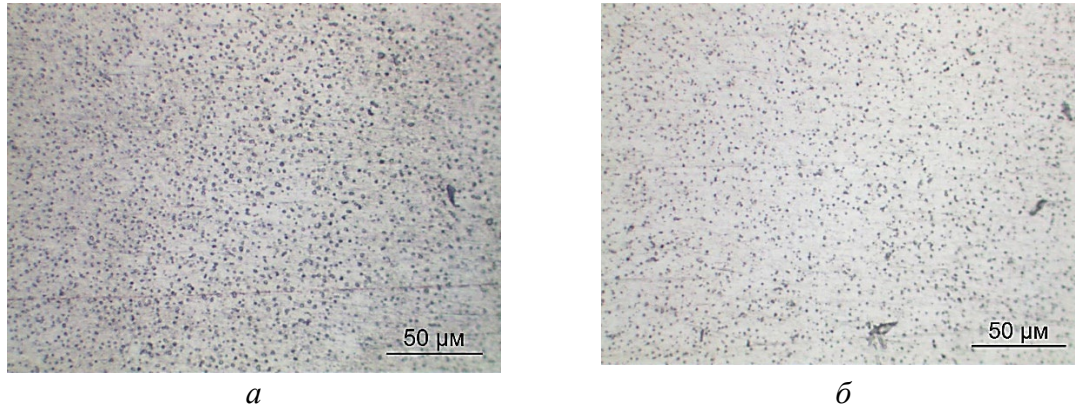


Рисунок 10 – Микроструктура сварного шва сплава 1420 при ЭЛС, $\times 500$, а – без ТВО, б – с ТВО

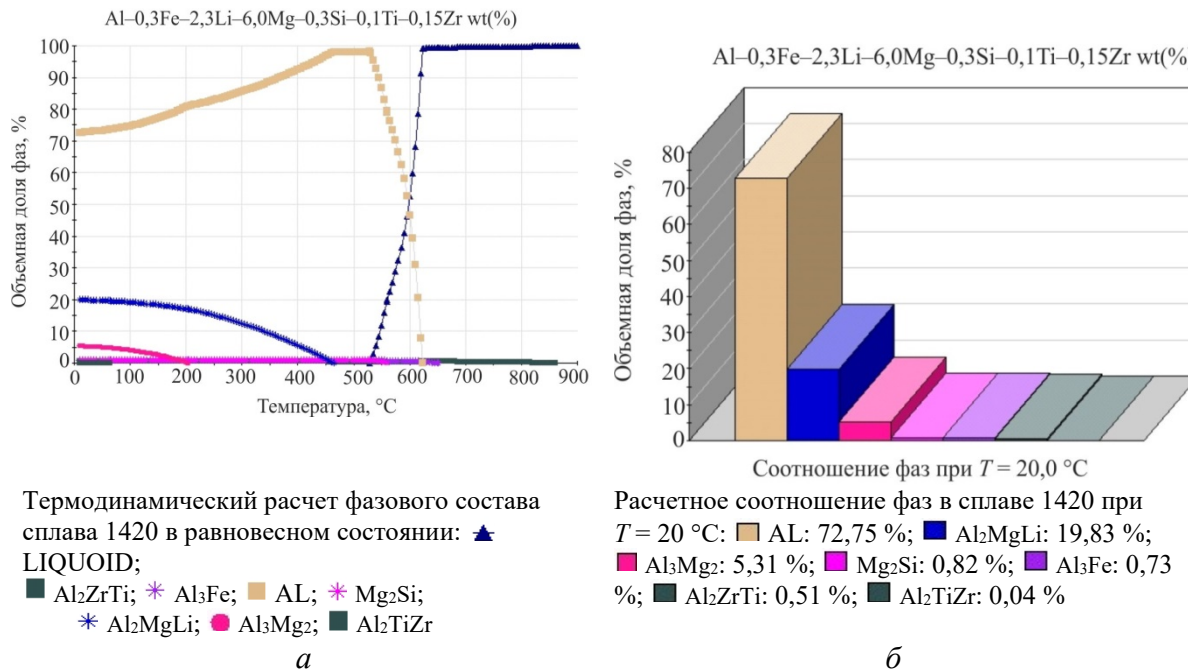
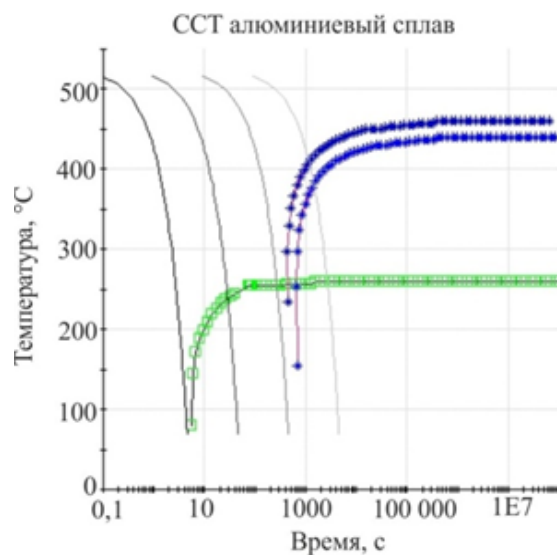


Рисунок 11 – Термодинамический расчет фазового состава сплава 1420 и расчетное соотношение фаз в сплаве

По результатам термодинамических расчетов установлено, что после равновесной кристаллизации в сплаве будут присутствовать: Al_2MgLi около 20 %, Al_3Mg_2 более 5 %, Mg_2Si около 1 % и включения Al_3Fe , Al_2ZrTi , Al_2TiZr при суммарном содержании более 1 % (рис. 11, б).

Кроме того, произведен расчет термокинетической диаграммы (рис. 12) с температуры несколько ниже конца кристаллизации – $525\text{ }^\circ\text{C}$.



Установленная начальная температура 525°C

Рисунок 12 – Термокинетическая диаграмма сплава 1420 при непрерывном охлаждении:

■ Al–Mg–Zr–Ti (0,5 %); * Al₃Li (0,5 %); * Al₂MgLi (0,5 %);
 – 100,0 °C/c; – 10,0 °C/c; – 1,0 °C/c; – 0,1 °C/c

Полученные расчетные данные исследований показали, что при непрерывном охлаждении в основном металле сплава могут выделяться следующие фазы, при их содержании более 0,5 %: Al–Mg–Zr–Ti, Al₃Li, Al₂MgLi. Образование фазы Al–Mg–Zr–Ti возможно в интервале скоростей охлаждения от 0,1 до 100 °C/c, а фаз Al₃Li и Al₂MgLi при 0,1–1 °C/c. С учетом того, что в сплаве до температуры 525 °C уже были образованы включения, фазовый состав сплава в интервале скоростей охлаждения от 1 до 100 °C/c может быть следующим: Al₃Fe, Al₂ZrTi, Mg₂Si, Al–Mg–Zr–Ti.

Кроме того, термокинетические расчеты в сварном шве показали следующие результаты (рис. 12). По оценке термического цикла сварки, с учетом установленной мгновенной скорости охлаждения в сварном шве (среднее значение 55 °C/c), в условиях температур начала 529 °C и конца 663 °C кристаллизации (рис. 13), установлено, что при данных скоростях охлаждения в сварном шве успевает образоваться только фазовая составляющая Al–Mg–Zr–Ti, в отличие от основного металла.

Характер изменения твердости по сечению сварного соединения сплава при ЭЛС (без ТВО) показывает, что в пределах основного металла и ЗТВ микротвердость в среднем составляет 1221 HV_{0,05}, при этом минимальное и максимальное значения составляют 690 и 1821 HV_{0,05} соответственно. Тогда как непосредственно в сварном шве микротвердость снижается до значений в среднем 927 HV_{0,05}, при этом

минимальное и максимальное значения 699 и 1316 HV_{0.05} соответственно (рис. 14).

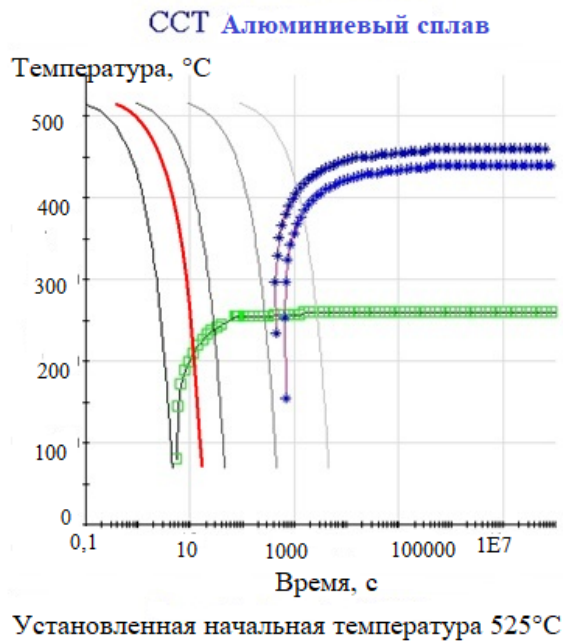


Рисунок 13 – Термокинетическая диаграмма в сварном шве сплава 1420 при непрерывном охлаждении: \square Al–Mg–Zr–Ti (0,5 %); * Al₃Li (0,5 %); * Al₂MgLi (0,5 %); – 100,0 °C/c; – 10,0 °C/c; – 1,0 °C/c; – 0,1 °C/c, — 55,0 °C/c

В сварных соединениях, при ЭЛС металла, предварительно подвергнутого термовакуумной обработке, характер распределения твердости практически идентичен. Уровень твердости металла шва и зоны термического влияния составляет в среднем 1145 HV_{0.05}, при этом минимальное и максимальное значения составляют 839 и 1399HV_{0.05} соответственно, а непосредственно в сварном шве также снижается до значений в среднем 931 HV_{0.05}, а минимального и максимального 807 и 1183 HV_{0.05} соответственно.



Рисунок 14 – Микротвердость сварных соединений сплава 1420 при ЭЛС, а – с ТВО, б - без ТВО

Незначительное отличие по твердости в основном металле данного алюминиевого сплава заключается в том, что металл, не подвергнутый термовакуумной обработке, считается пластически деформированным (наблюдается текстура деформации) и нагартованным (упрочненным), а металл сплава, подвергнутого ТВО только частично становится равновесным ввиду процессов рекристаллизации. Это позволяет сделать вывод, что данный вид термовакуумной обработки в частности не значительно влияет на твердость сплава, механические свойства остаются практически на первоначальном уровне.

Следует отметить, что отличие твердости металла шва от основного металла наблюдается, вероятно, в результате равномерного выделения в основном металле упрочняющих мелкодисперсных фаз, состав которых указан выше. При электронно-лучевой сварке в металле шва высокие скорости охлаждения способствуют образованию пересыщенного твердого раствора, уменьшению количества мелкодисперсной фазы (поскольку успевают выделиться не все фазы, а, как показал термокинетический расчет, одна из фазовых составляющих), а также выгоранию элементов фаз, что и приводит к уменьшению уровня твердости.

Заключение

Таким образом, установлено, что в сплаве системы легирования Al-Mg-Li присутствуют включения как минимум трех видов, а характер их распределения в сварных соединениях зависит от ТВО и технологии ЭЛС. Отмечается особенность расположения включений в ЗТВ и ближе к основному металлу, при этом они имеют разные состав и форму, а ряд из них неправильную остроугольную, однако, в самом шве при ЭЛС таких включений не обнаружено. Кроме того, в металле сплава обнаружены поры, однако, в металле с ТВО их количество меньше. В сварных швах, полученных ЭЛС, поры не выявлены.

Установлено незначительное уменьшение твердости в основном металле с ТВО. Увеличение твердости характерно для пластически деформированного (т.к. наблюдается текстура деформации) и нагартованного (упрочненного) материала, а значит, данный вид термовакуумной обработки, в частности, незначительно влияет на механические свойства сплава. Кроме того, отличие твердости металла шва от основного металла, как с ТВО, так и без, наблюдается, вероятно, в результате равномерного выделения в основном металле упрочняющих мелкодисперсных фаз, состав которых, по результатам

термодинамических расчетов, составляет: Al_3Fe , Al_2ZrTi , Al_2TiZr . При электронно-лучевой сварке в металле шва установленные высокие скорости охлаждения, составляющие в среднем $55^\circ C/c$, способствуют образованию пересыщенного твердого раствора, успевают выделиться в основном только фазовая составляющая $Al-Mg-Zr-Ti$, и выгоранию некоторых элементов фаз, что приводит к уменьшению уровня твердости.

В целом, исследования показывают, что термовакуумная обработка, применяемая в качестве основной меры предупреждения возникновения пористости в сварных швах сплавов системы $Al-Mg-Li$, решает данную задачу частично. Тогда как, технология ЭЛС позволяет получать сварные швы без пор.

Литература

1. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – Москва: Металлургия, 1979. – 208 с.
2. Kursikov Yu.A. Issledovanie sklonnosti splava 01420 k obrazovaniyu rassloenii / Yu.A. Kursikov, G.G. Moskvichev, O.E. Grushko, N.D. Vinokurov, A.V. Smakovskaya // Alyuminievye splavy i spetsial'nye materialy: Trudy VIAM. – 1977. – № 10. – P. 13-15.
3. Fridlyander N.I. Fazovyi sostav i mekhanicheskie svoistva splavov alyuminiya s magniem i litiem / N.I. Fridlyander, V.F. Shamrai, N.V. Shiryayeva // Izvestiya AN SSSR. Metally. – 1965. – № 2. – P. 153-156.
4. Гречников Ф.В. Исследование формирования текстуры, микроструктуры и анизотропии свойств в процессе прокатки листов из алюминий-литиевого сплава 1420 / Ф.В. Гречников, Я.А. Ерисов, С.В. Сурудин, М.С. Оглодков // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2017. – Том (6). – С. 45-52. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2017-6-45-52>
5. Никифоров Г.Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. – Москва: Металлургия, 1972. – 262 с.
6. Лукин В.И. Способы сварки и их влияние на свойства сварных соединений алюминиевого сплава 1420 / В.И. Лукин, В.М. Лоскутов, Ю.П. Арбузов // Автоматическая сварка. – 1993. – № 6. – С. 35 – 37.
7. Гринин В.В. Особенности сварки тонколистовых конструкций из сплава 1420/ В.В. Гринин, А.И. Лопаткин, В.В. Овчинников // Сварочное производство. – 1985. – № 8. – С. 13-15.
8. Фридляндер И.Н. Алюминиево-литиевые сплавы для сварных авиационных конструкций / И.Н. Фридляндер, А.Г. Братухин, В.Г. Давыдов // Металлы. – 1992. – № 3. – С. 117-119.
9. Мамонов И.М. Влияние термической обработки на внутренние напряжения и работоспособность сварных конструкций из листов алюминиевого сплава 1420: автореф. дис. канд. техн. наук. – Москва, 1994. – С. 22.
10. Хохлатова Л.Б. Перспективный алюминий-литиевый сплав 1424 для сварных конструкций изделий авиакосмической техники / Л.Б. Хохлатова, В.И. Лукин, Н.И. Колобнев, Е.Н. Иода, А.В. Базескин, В.П. Лавренчук, В.В. Кошкин, Е.А. Мезенцева // Сварочное производство. – 2009. – № 3. – С. 7-10.
11. Колобнев Н.И. Перспективные алюминиевые сплавы для самолетных конструкций / Н.И. Колобнев, Л.В. Хохлатова, В.В. Антипов // Технология легких сплавов. – 2007. – № 2. – С. 35-38.
12. Лукин В.И. Исследование свариваемости сверхлегких $Al-Mg-Li$ сплавов / В.И. Лукин, Б.Ф. Якушин, С.Ю. Настич // Сварочное производство. – 1996. – № 12. – С. 15 – 20.
13. Бокштейн С.З. Влияние термообработки в вакууме на склонность сплава 1420 к образованию пор при сварке. / С.З. Бокштейн, А.Н. Каганов, Е.Н. Корнвейц, Р.С. Курочко // Автоматическая сварка. – 1975. – № 9. С. 52-54.
14. Grechnikov F.V. Study of texture and microstructure formation and anisotropy of properties of aluminium // Tsvetnaya Metallurgiya. Izvestiya Vuzov. 2017. – Iss. (6). – P. 45-52. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2017-6-45-52>.

15. Jones W.R.D. The mechanical properties of aluminum-lithium alloys / W.R.D. Jones, P.P. Das // Journal: Institute of Metal. – 1959–1960. – Vol. 88. – P. 435–438.
16. Федосеева Е.М. Металлографические исследования сварных швов алюминиевого сплава системы Al–Mg–Li, подвергнутого термовакuumной обработке / Е.М. Федосеева, Т.В. Ольшанская, П.В. Прохоров // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22, № 1. – С. 40–53. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.1.05
17. Федосеева Е.М. Термокинетический расчет фазового состава сварных швов алюминиевого сплава 1420 системы Al–Mg–Li. Часть 1. Термокинетический расчет фазового состава сплава 1420 / Е.М. Федосеева, Т.В. Ольшанская // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22, № 4. – С. 48–55. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.4.07
18. Альтман М.Б. Неметаллические включения в алюминиевых сплавах. – Москва: Металлургия, 1965. – 127 с.
19. Беляев А.И. Металловедение алюминия и его сплавов. Справочное руководство / А.И. Беляев, О.А. Романова, О.С. Бочвар, К.С. Походаев, Н.Н. Буйнов, Н.А. Локтинова, И.Н. Фридляндер. Москва: Издательство «Металлургия», 1983. – 352 с.
20. Федосеева Е.М. Термокинетический расчет фазового состава сварных швов алюминиевого сплава 1420 системы Al–Mg–Li. Часть 2. Термокинетический расчет фазового состава сварного шва, выполненного проволокой Св-АМг-6 / Е.М. Федосеева, Т.В. Ольшанская // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 62–69. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.2.08

Влияние масштабного фактора на прочностные характеристики сварных соединений с высокой степенью механической неоднородности¹

Терентьев Е.В., Гуденко А.В., Жгут Д.А., Бородавкина К.Т.,
Марченков А.Ю., Козырев Х.М., Яхонтов А.И.

ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», Москва, Россия
TerentyevYV@mpei.ru

Аннотация. В работе изучили влияние масштабного фактора на характеристики прочности комбинированных сварных изделий с ярко выраженной механической неоднородностью в виде образования мягкой прослойки (МП). Разнородные сварные конструкции, реализованные при помощи электронно-лучевой сварки (ЭЛС), состояли из аустенитной стали 12X18H10T и низкоуглеродистой вставки ферритной структурой. Получены зависимости временного сопротивления от относительной ширины МП для трех масштабных уровней. Результаты испытаний указывают на увеличение временного сопротивления при пропорциональном уменьшении размеров рассматриваемых конструкций.

Ключевые слова: контактное упрочнение, разнородные сварные соединения, электронно-лучевая сварка, механические свойства, масштабный фактор, механическая неоднородность.

Abstract. The influence of the scale factor on the strength properties of welded components with a pronounced mechanical heterogeneity in the form of a soft interlayer (SZ) was investigated. Dissimilar welded joints were performed by electron beam welding (EBW) and consisted of 12Kh18N10T austenitic steel and a low-carbon ferritic steel. Interrelation of the ultimate tensile strength and the relative width of the SZ were obtained for the welded specimens of three different scale levels. The growth in strength properties with a proportional decrease in the dimensions of the welded components was indicated.

Keywords: constraint effect, dissimilar welded joints, electron beam welding, mechanical properties, scale factor, mechanical inhomogeneity.

Введение

При производстве промышленных комбинированных конструкций часто приходится сталкиваться с необходимостью соединения отдельных частей с помощью сварки. Использование разнородных сварных соединений металлов и сплавов позволяет снизить затраты на дорогостоящие материалы, достичь необходимых свойств изделий и снижения веса конструкций. Однако стоит учитывать, что разнородные

¹ Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 20-79-00236).

сварные соединения зачастую характеризуются значительной механической неоднородностью структуры, влияющую порой критически на распределение прочностных свойств и, следовательно, несущую способность всей конструкции.

Природа проявления структурной неоднородности может быть совершенно различна. Разупрочненный слой в сварных конструкциях может возникать при сварке нагартованных материалов, дисперсионно-твердеющих сплавов, а также при сварке мартенситных сталей аустенитным швом. Распространенным явлением является образование мягкой прослойки в зоне термического влияния (ЗТВ) при диффузионной сварке разнородных материалов вследствие диффузии углерода в сварной шов [1-3]. Образование участков с более низкой прочностью приводит к разупрочнению сварного соединения. Поэтому, необходимо производить контроль механических свойств и напряженного состояния неоднородных сварных соединений с учетом геометрических параметров мягких прослоек (МП), определяющих рабочую нагрузку всей сварной конструкции.

При увеличении нагрузки сварных соединений, имеющих мягкие прослойки, пластическая деформация будет сдерживаться по контактными поверхностям (границам сплавления) более прочным металлом, в результате чего возникает объемное напряженное состояние, и проявляется эффект контактного упрочнения. Данное явление позволяет повысить прочность разнородного сварного соединения вплоть до уровня показателей прочности основного металла. [4, 5]

В настоящее время множество зарубежных и отечественных статей посвящено исследованию эффекта контактного упрочнения. Особенным интересом пользуется изучение ключевых параметров, оказывающих наибольшее влияние на степень проявления контактного упрочнения, используемого для повышения прочности механически неоднородного сварного соединения. Наиболее широко изученным параметром на данный момент является относительная ширина мягкой прослойки, равная отношению ширины разупрочненного слоя к толщине свариваемого изделия. Экспериментальные и численные исследования в работах [6-11] показали, что полная реализация эффекта контактного упрочнения возможна лишь в том случае, если относительная ширина мягкой прослойки не превышает определенного порогового значения. Например, в работе W. Maurer и др. [10] пороговое значение составляло 0,25, в то время как F. Hochhauser и др. [9] установил это значение равным 0,33. Также, среди остальных важных факторов, стоит отметить влияние используемой разделки кромок свариваемых изделий, наличия усиления сварного шва, формы мягкой прослойки, соотношения свойств мягкого

материала и более твердых материалов соседних участков, а также вследствие изменения степени компактности поперечного сечения сварных элементов. Все эти параметры способны существенно изменить как прочностные свойства соединения, так и его пластичность, энергоемкость и даже характер разрушения при испытании [12].

Авторами настоящей статьи был рассмотрен еще один параметр, а именно, масштабный фактор свариваемого изделия, предположительно способствующий значительному различию результатов прочности механически неоднородных сварных конструкций в зависимости от их масштабов. Данный подход был выбран в связи с тем, что ранее в научных статьях основное внимание уделялось изучению влияния безразмерных величин сварного соединения на эффект контактного упрочнения, в то время как реальные геометрические параметры изделий были опущены. На деле, образцы разного масштаба, но с идентичным показателем относительной ширины мягкой прослойки могут иметь различные механические характеристики. Это объяснет различие в найденных ранее пороговых значениях относительной ширины МП. Поэтому целью работы является установление закономерностей влияния масштабного фактора на прочностные свойства сварных соединений с мягкой прослойкой.

Методика проведения исследований

Для исследования влияния масштабного эффекта на характеристики прочности механически неоднородных сварных соединений было решено использовать сварные конструкции разного масштаба, состоящие из аустенитной стали 12Х18Н10Т и промежуточной мягкой прослойки из низкоуглеродистой стали, структура которой представлена зернами феррита. В качестве низкоуглеродистого материала использовали поперечную плиту с твердостью 96 НВ, которую в дальнейшем сваривали с основным металлом из аустенитной стали двумя сварными соединениями электронно-лучевой сваркой. Поскольку требования к точности сборки при ЭЛС достаточно высокие, свариваемые кромки всех пластин предварительно фрезеровали для получения высокой геометрической точности.

Одной из главных задач подбора режимов сварки являлось получение сварных соединений из аустенитной коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т и ферритной вставки с *параллельной* или близкой к ней формой стенок шва для исследования реализации эффекта контактного упрочнения сварной конструкции. Подбор режима осуществлялся экспериментально на пластинах с толщинами 16, 6 и 4 мм на электронно-лучевой установке с энергоблоком ЭЛА-40И с ускоряющим напряжением 60 кВ и максимальной мощностью электронного луча – 40 кВт. Регулируя

параметры рабочего расстояние l , скорости сварки $V_{св}$, тока луча I , а также тока фокусировки $I_{ф}$, в конечном итоге были получены сварные швы с формой стенок, близких к параллельным. Итоговый режим сварки пластин из аустенитной стали с ферритной вставкой представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Параметры режима сварки пластин из сталей 12Х18Н10Т и ферритной вставки

Толщина образцов, мм	l , мм	$V_{св}$, мм/мин	I , мА	$I_{ф}$, мА	d , мм	x , мм
16	265	500	100	734	0,2	3,5
6	155	1000	50	780	0,25	4
4	155	1000	30	780	0,25	4,5

Несмотря на то, что на выбранных режимах геометрия стенок сварного шва близка к параллельной (угол между линиями сплавления порядка $1,5-2^\circ$), получение вертикальной стенки сварного шва со стороны ферритной стали было реализовано только при сварке с отклонением электронного луча от вертикальной оси на угол $a/2$ (рисунок 1). Угол $a/2$ определялся без учета верхней расширенной части сварного шва.

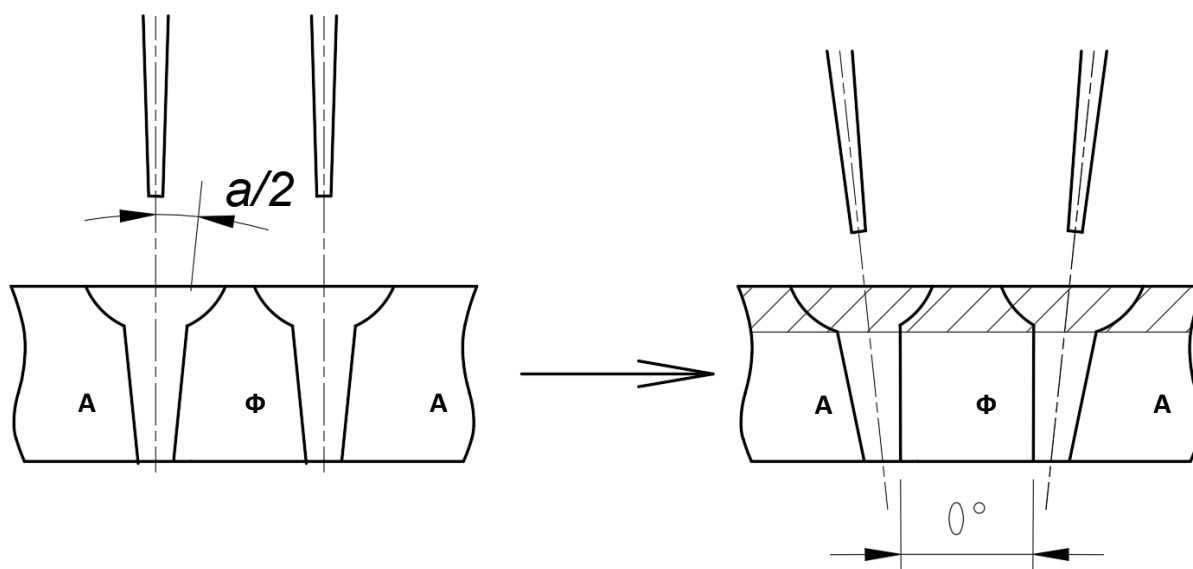


Рисунок 1 – Схема отклонения электронного луча для получения параллельных стенок сварного шва со стороны ферритной стали. Ф – ферритная сталь, А – аустенитная сталь

После того, как режим ЭЛС был подобран, сборку сварных конструкций проводили с использованием прихваточных швов,

выполняемых с помощью аргонно-дуговой сварки. После сборки конструкцию размагничивали и устанавливали в вакуумную камеру для выполнения ЭЛС. Для минимизации сварочных деформаций сборку фиксировали с помощью четырех струбцин. Сварку стыков проводили последовательно с промежуточной паузой для охлаждения сборки. Используя вставки различной ширины, получили в сварных конструкциях мягкую ферритную прослойку толщиной от 0,1 до 10 мм. Контроль качества сварных соединений выполняли путем визуально-измерительного контроля и металлографических исследований на поперечных микрошлифах, которые изготавливали из начального и конечного участка каждого сварного соединения.

При металлографическом анализе было выявлено образование зоны закалочных структур (см. рис. 2) со стороны ферритной вставки из-за растворения при нагреве третичного цементита и последующего быстрого охлаждения.

Неоднородность структуры приводит к повышению твердости в околошовной зоне с 110 HV1 до 150 HV1. Для выравнивания твердости в ферритной вставке после электронно-лучевой сварки конструкция подвергалась отпуску при 700°C в течении 2 часов. Данный режим ТО позволил снизить твердость околошовной зоны до твердости металла ферритной вставки (см. рис. 3).

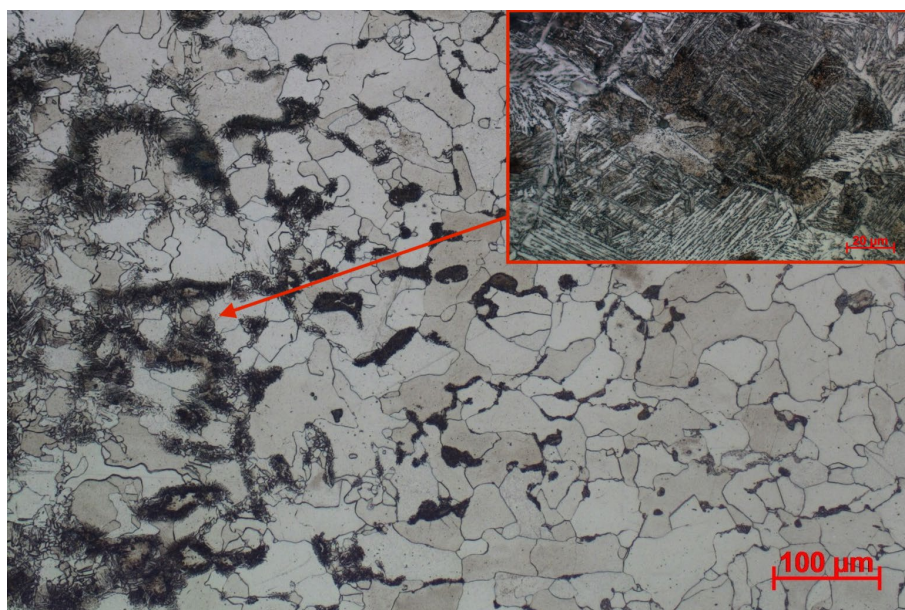


Рисунок 2 – Микроструктура ЗТВ околошовной зоны низкоуглеродистой стали в центре шва, 200x

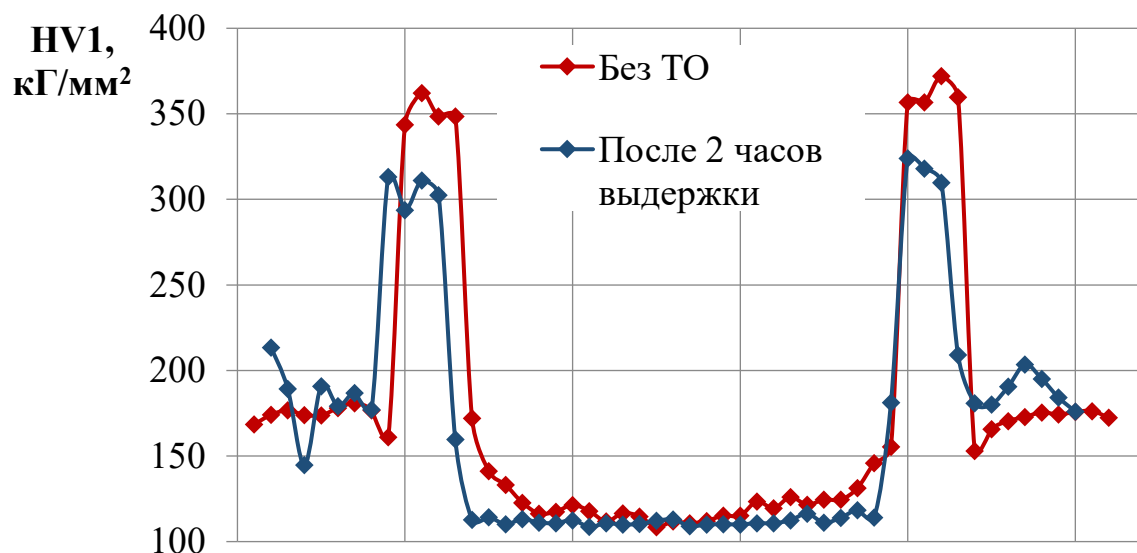


Рисунок 3 – Распределение твердости в образцах до ТО и после

После ТО сварная конструкция механически обрабатывалась. Таким образом были изготовлены 3 серии сварных конструкций с двумя швами и различной толщиной рабочей части:

- 10 мм с шириной ферритной вставки от 1 до 10 мм;
- 3 мм с шириной ферритной вставки от 0,1 до 6 мм;
- 1 мм с шириной ферритной вставки от 0,4 до 1,5 мм.

Далее из каждой серии вырезались образцы на растяжение, которые испытывали на испытательной машине Instron 8801 для определения прочностных свойств полученных сварных конструкций.

Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

В таблице 2 представлены экспериментальные результаты значений предела прочности образцов с толщиной 1, 3 и 10 мм с варьирующейся относительной шириной мягкой прослойки, определенные статическим растяжением.

Визуально, зависимость между временным сопротивлением механически неоднородных сварных конструкций и относительной толщины МП представлена на рисунке 4.

Таким образом, из рисунка 4 и таблицы 2 следует, что на прочность разнородного сварного соединения будет оказывать влияние не только значение безразмерного параметра – относительной ширины МП, но и размер самой сварной конструкции. По данным испытаний образцов толщиной 3 мм было показано, что прочность механически неоднородного сварного соединения может быть достигнута уровня прочности основного металла при $\chi < 0,2$. Однако, стоит отметить, что

аналогичный эффект для образцов толщиной 1 мм может быть достигнут при большей относительной ширине МП. Следовательно, можно сделать вывод, что эффект контактного упрочнения проявляется в малогабаритных сварных изделиях в большей мере, нежели в крупногабаритных при одинаковой относительной толщине разупрочненного участка.

Таблица 2 – Результаты испытаний на разрыв исследуемых разнородных сварных конструкций разной толщины B

Толщина образца, $B=10$ мм		Толщина образца, $B=3$ мм		Толщина образца, $B=1$ мм	
Временное сопротивление, σ_B кг/мм ²	Относительная ширина МП, χ	Временное сопротивление, σ_B кг/мм ²	Относительная ширина МП, χ	Временное сопротивление, σ_B кг/мм ²	Относительная ширина МП, χ
$0 < \chi < 0,1$					
		606,2	0,014		
		609,1	0,020		
		576,9	0,022		
		583,2	0,027		
		627,5	0,030		
		601,6	0,031		
		600,6	0,050		
$0,1 \leq \chi < 0,2$					
575,4	0,100	607	0,177		
575,8	0,104	594,8	0,186		
$0,3 < \chi < 0,5$					
504,3	0,369	479,3	0,426	530,5	0,468
508,9	0,371	504,5	0,451		
$0,5 < \chi < 0,7$					
		457,9	0,573		
		467	0,584	586,8	0,581
		473	0,595		
		460,8	0,636		
$0,9 < \chi < 3,1$					
402	0,985	415,1	0,975	430,2	1,671
403,3	0,991	419,4	0,981	456,5	1,888
		423,3	1,092	455,4	2,209
		412,1	1,093	406,4	3,089
		408,3	1,920		
		407,7	1,944		
		395	2,184		
		401,6	2,223		

Столь ощутимое повышение прочностных характеристик 1 мм образца по сравнению с 3 мм и 10 мм может быть связано с большим влиянием наклепанного слоя, образующегося при фрезеровании образцов на статическое растяжение. Чем меньше толщина образца, тем на большую относительную площадь сечения занимает наклепанный слой, повышая общий уровень механических свойств сварного соединения.

Дальнейшие исследования в данном направлении должны быть сосредоточены на увеличении статистической достоверности и испытании образцов со снятым наклепанным слоем.

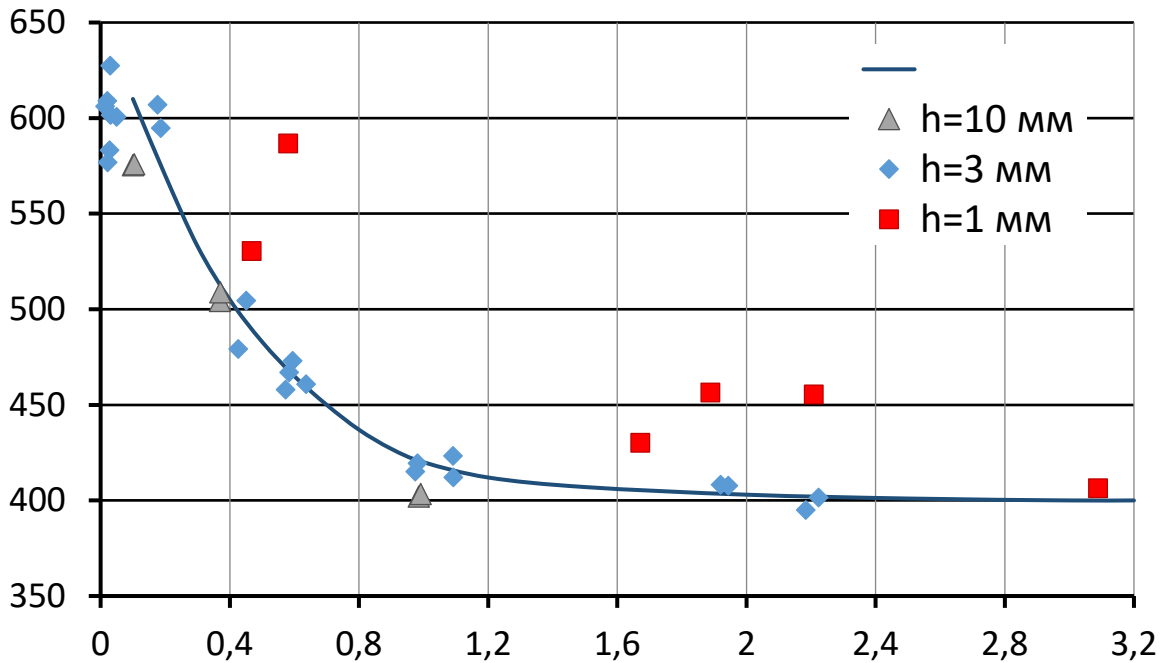


Рисунок 4 – Зависимость временного сопротивления от относительной ширины мягкой прослойки для образцов разной толщины

Заключение

Анализ предварительных результатов, отражающих взаимосвязь характеристик прочности механически неоднородных сварных конструкций и их геометрических параметров показал, что эффект контактного упрочнения будет проявляться сильнее при уменьшении масштабов изделия. При одинаковых значениях относительной ширины МП, прочность сварной конструкции меньшего размера была зарегистрирована на 25% больше, чем у более крупного изделия.

При проектировании сварных конструкций, содержащих мягкую прослойку, необходимо учитывать влияние масштабного фактора.

Литература

1. S. Ragu Nathan, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi, et al. Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. *Defence Technol.* 11 (3) (2015) 308–317.
2. E. Gharibshahian, A.H. Raouf, N. Parvin, et al. The effect of microstructure on hardness and toughness of low carbon welded steel using inert gas welding. *Mater. Des.* 32 (4) (2011) 2042–2048.
3. O.M. Akselsen, G. Rorvik, M.I. Onsoien, et al. Assessment and predictions of HAZ tensile properties of high-strength steels. *Weld. J.* 68 (9) (1989) 356.
4. Бахши О.А., Ерофеев В.П. Напряженное состояние и прочность стыкового сварного шва с Х-образной разделкой. 1971.
5. Ауметов S.F., Ауметов F.G. The Strength of Butt Joints Weakened by Soft Interlayer under Bending Load. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy.* 2015. Vol. 15. No. 1. Pp. 107–112. (in Russian).
6. Дильман В.Л., Остсемин А.А. Напряженное состояние и прочность сварных соединений с механической неоднородностью. 1998.
7. Остсемин А.А., Дильман В.Л. Оценка влияния механической неоднородности на прочность термоупрочненных труб большого диаметра и пластин с дефектами в сварных швах// *Вестник машиностроения.* – 2004. – № 9. – С. 23–28.
8. Lanin A.A., Ilin S.A., Prokhorova T.V., Reva V.V Prediction of strength reduction factor for welded joints of reduction of strength reduction factor for welded joints of turbines with ultra-supercritical steam parameters. 2017.
9. Hochhauser, Franz & Ernst, Wolfgang & Rauch, Rudolf & Vallant, Rudolf & Enzinger, Norbert. (2013). Influence of the Soft Zone on The Strength of Welded Modern Hsla Steels. *Welding in the World.* 56. 77-85. 10.1007/BF03321352.
10. W. Maurer, W. Ernst, R. Rauch, et al. Evaluation of the factors influencing the strength of HSLA steel weld joint with softened HAZ. *Weld. World* 59 (6) (2015) 809–822.
11. A.V. Ilin, I.G. Karpov, D.A. Kashchenko & A.A. Sabolev (2020) Evaluation of the effect using possibility of contact strengthening in welded joints of high-strength low-alloy steels. *Welding International*, 34:1-3, 9-16. DOI: 10.1080/09507116.2021.1905391
12. Остсемин А.А. Влияние неоднородности механических свойств сварных соединений на их прочность. 2007.

Научное электронное издание

IV МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

Материалы конференции

***Ответственность за оригинальность статей и достоверность сведений в
публикациях несут авторы***

Редакторы: Родякина Р.В., Чепурин М. В.

Формат: А4

Оригинал-макет подготовлен на кафедре Технологии металлов
при участии Издательства МЭИ
111250, г. Москва, ул. Красноказарменная, д.14
Интернет сайт: <http://ebw.mpei.ru>
E-mail: Ebw2021@mail.ru
Минимальные системные требования:
Наличие программного обеспечения Adobe Reader 9 или выше
ОС: Windows XP/Vista/Seven/8/10



ПРОГРЕСС

НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

ТЕТА

ПРОИЗВОДСТВО СВАРОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ
ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ, АРГОНОДУГОВОЙ И
КОНТАКТНОЙ СВАРКИ

ПРОИЗВОДСТВО ОБОРУДОВАНИЯ
ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ



ЖУРНАЛ «СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО»

НОВЫЕ СПОСОБЫ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ
ФОРМИРОВАНИЯ ШВА ПРИ ЭЛС



ТЕХНОЛОГИИ
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ
СВАРКИ
И ДИАГНОСТИКА МАТЕРИАЛОВ



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

МОИ