



V МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА
И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
г. Ижевск, 13-16 Ноября 2023

**СБОРНИК
МАТЕРИАЛОВ
И ДОКЛАДОВ**

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ «МЭИ»

ПЯТАЯ
МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА
И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

Сборник материалов и докладов

Научное электронное издание

Москва 2023

ББК 30.61
УДК 621.7
М431

Утверждено научным управлением МЭИ
Печатается по решению оргкомитета
конференции

Подготовлено на кафедре Технологии
металлов

Научное электронное издание

М431 Пятая международная конференция «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии»//
"Национальный Исследовательский Университет "МЭИ" 13-16 ноября 2023 года: Сборник
материалов и докладов -М.: Издательство МЭИ, 2019. – 308 с.

Под редакцией:

– Драгунов В. К. – Доктор технических наук, проректор по науке НИУ «МЭИ»,
зав. кафедры Технологии металлов, председатель оргкомитета конференции.

Ответственные за верстку и оформление:

- Родякина Р.В., Чепурин М. В. – секретари конференции.

Доклады посвящены актуальным проблемам электронно-лучевой сварки и смежных технологий. Материалы сборника разделены на пять разделов.

В первом разделе отражены вопросы получения бездефектных сварных соединений, физическим процессам при обработке концентрированными потоками энергии.

Во втором разделе рассмотрены технологии сварки, термообработки и модифицирования с использованием КЛЭ.

В третьем разделе показаны различных видов аддитивные технологии, способов наплавки материалов и восстановления 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.

Доклады печатаются после проведения рецензирования, в авторской редакции.

Доклады конференции будут интересны специалистам в области обработки материалов электронным лучом и КЛЭ, материаловедцам, технологам и конструкторам авиационного, космического, энергетического и судового машиностроения, а также студентам и аспирантам, специализирующимся в области современных технологий.

ISBN 978 _____

© Национальный Исследовательский
Университет «МЭИ», 2023



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ КОНФЕРЕНЦИИ

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ КОМИТЕТА:

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

ЧЛЕНЫ КОМИТЕТА:

БЕЛЕНЬКИЙ ВЛАДИМИР ЯКОВЛЕВИЧ д.т.н., профессор кафедры СПМ и ТМ, ПНИПУ

ANJA BUCHWALDER Technische Universität Bergakademie Freiberg Institute
of Materials Engineering Doctor of Engineering

FELIX R. SAUCEDO-ZENEJO Prof. Autonomous University of Coahuila, Mexico

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

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

ЗАЛЕСКИЙ ВИТАЛИЙ ГЕННАДЬЕВИЧ д.ф-м.н., профессор, директор ФТИ НАН Беларуси

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

КОВАЛЬ НИКОЛАЙ НИКОЛАЕВИЧ д.т.н., профессор, главный научный сотрудник ИСЭ
СО РАН

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

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

ЛЮШИНСКИЙ АНАТОЛИЙ ВЛАДИМИРОВИЧ д.т.н., профессор, начальник НИЛ АО РПКБ

МЕЛЮКОВ ВАЛЕРИЙ ВАСИЛЬЕВИЧ д.т.н., профессор, директор ООО "Вятский
аттестационный центр"

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

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



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ КОНФЕРЕНЦИИ

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ КОМИТЕТА:

Зылев Александр Юрьевич

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

ЗАМЕСТИТЕЛИ ПРЕДСЕДАТЕЛЯ:

Гончаров Алексей Леонидович

к.т.н., доцент, зав. кафедрой ТМ, НИУ «МЭИ»

Трушников Дмитрий Николаевич

д.т.н., профессор, проректор по разработкам и
инновациям ПНИПУ

Матюнин Вячеслав Михайлович

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

Щербаков Алексей Владимирович

д.т.н., профессор кафедры ЭППЭ, НИУ "МЭИ"

ЧЛЕНЫ КОМИТЕТА:

Балашов Владимир Николаевич

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

Осипов Игорь Владимирович

к.ф-м.н., коммерческий директор компании ООО
«НПК ТЭТА»

Слива Андрей Петрович

к.т.н., доцент кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»

Ластовирия Вячеслав Николаевич

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

Чудина Ольга Викторовна

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

СЕКРЕТАРИАТ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ И РАБОТА С РУССКОГОВОРЯЩИМИ УЧАСТНИКАМИ

Чепурин Максим Владимирович – к.т.н., доцент каф. ТМ, НИУ «МЭИ»

РАБОТА С ИНОСТРАННЫМИ УЧАСТНИКАМИ

Родякина Регина Владимировна – к.т.н., доцент каф. ТМ, НИУ «МЭИ»

КООРДИНАЦИЯ И РАБОТА С УЧАСТНИКАМИ В Г. ИЖЕВСКЕ

Шаимова Екатерина Максумовна – документовед ОАО «НИТИ «ПРОГРЕСС»

Контакты

Почтовый адрес: Россия, Удмуртская Республика, г. Ижевск, ул. Пушкинская, 268., ОАО "НИТИ "ПРОГРЕСС"

Тел. +7 (495) 362-70-48 (ОРГКОМИТЕТ, г. Москва), +7(3412) 430-108 (ОРГКОМИТЕТ, г. Ижевск),

+7 (903) 717-90-25 (СЕКРЕТАРЬ ОРГАНИЗАЦИОННОГО КОМИТЕТА),

E-MAIL: EBW2023@MAIL.RU

Сайт: EBW2023.MPEI.RU

Содержание*

РАЗДЕЛ 1.

Теоретические основы обработки материалов

концентрированными потоками энергии10

Гончаров А.Л., Слива А.П., Рыжков С.В., Драгунов В.К.

Исследование параметров электронного пучка в технологических установках для ЭЛС по световому излучению из пространства дрейфа...11

Бакеев И.Ю., Зенин А.А., Климов А.С.

Генерация несамостоятельного тлеющего разряда в трубке, иницируемая сфокусированным электронным пучком в форвакуумной области давлений.....18

Кожеченко А.С., Щербаков А.В., Родякина Р.В.

Определение искажений распределения плотности тока за счет переотражения электронов при измерении мощных технологических электронных пучков.....26

Ластовиря В.Н., Родякина Р.В.

Моделирование параметров формы проплава при ЭЛС в почти стационарной области.....35

Мелюков В.В., Чупраков П.Г.

Математическое и численное моделирование теплового процесса сварки разнородных металлов совмещенными источниками.....47

Коржов К.Н., Паршуков Л.И., Соколова Ю.В., Анисков В.Б.

Способ повышения эмиссионных свойств катода из гексаборида лантана для электронно-лучевой сварки.....54

Румянцев Е.Н.

Стабилизация траектории стыка при ЭЛС.....58

Семенов Ю.И., Алякринский О. Н., Девятайкина Т.А., Косачев М.Ю.

Измерение размера профиля электронного пучка для электронно-лучевой сварки.....67

Серегин Ю.Н., Мурьгин А.В., Курашкин С.О.

Моделирование режима ЭЛС для прогнозирования параметров сварного шва большой глубины.....75

* Для перехода и навигации к конкретной статье, нажмите на ее название в Содержании.

Для возврата обратно к Содержанию, снова нажмите на название статьи.

Чудина О.В., Симонов Д.С., Брингулис П.
Влияние поверхностного легирования с использованием
концентрированных потоков энергии на трибологические
свойства сталей.....82

РАЗДЕЛ 2.

Технологии электронно-лучевой сварки и термообработки.....91

Дураков В.Г.
Применение электронно-лучевой сварки в производстве
вакуумных теплоизолированных труб.....92

Елисеева Е.П., Слива А.П., Терентьев Е.В.
Исследование влияния технологических параметров на
формирование и свойства поверхности при электронно-лучевой
модификации алюмоматричного композиционного материала.....99

Меркин С.А.
Получение интегральных конструкций крыла и фюзеляжа из AL-LI
сплавов методом электронно-лучевой сварки в вакууме.....111

Терентьев Е.В., Быков П.А., Калашиников И.Е., Михеев Р.С.
Электронно-лучевое модифицирование поверхности
алюмоматричных композиционных материалов.....124

Потапов М.А., Слива А.П.
Исследование процесса электронно-лучевой сварки разнородных
соединений металлостеклянных узлов авиационного
приборостроения.....131

Гончаров А.Л., Чулков И.С., Козырев Х.М., Нехорошев А.В.
Экспериментальное определение абсолютного коэффициента
термоЭДС конструкционных сплавов и чистых металлов.....142

*Андронов А.А., Золотухин Д.Б., Окс Е.М., Тюньков А.А.,
Юшков Ю.Г.*
Электронно-лучевой синтез керамических покрытий
с использованием форвакуумного плазменного источника
электронов.....153

Петрухин Д.А., Слива А.П.
Электронно-лучевое рельефное модифицирование вольфрама.....154

РАЗДЕЛ 3.

Аддитивные технологии и их применение.....162

*Бородавкина К.Т., Терентьев Е.В., Козырев Х.М., Шишкин Д.В.,
Слива А.П., Гончаров А.Л., Гуденко А.В., Жгут Д.А.*

Создание комбинированных конструкций титан-сталь методом аддитивного формообразования через переходные слои ванадия и никеля.....163

*Варушкин С.В., Трушников Д.Н., Беленький В.Я., Зылев А.Ю.,
Рожков К.А., Панг Ш., Сауседо-Зендехо Ф.Р.*

Электронно-лучевая аддитивная наплавка вертикальной проволокой с регулированием распределения тепловложения.....177

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю.

К проблеме формирования аддитивных изделий из жаропрочного сплава с заданной структурой.....183

*Терентьев Е.В., Бородавкина К.Т., Козырев Х.М., Шишкин Д.В.,
Слива А.П., Гончаров А.Л., Гуденко А.В., Жгут Д.А.*

Получение комбинированной конструкции сталь-титан методом электронно-лучевого аддитивного формообразования с использованием промежуточных слоев из меди и ниобия.....192

Гончаров А.Л., Нехорошев А.В., Козырев Х.М., Чулков И.С.

Исследование влияния технологических параметров на стабильность формирования изделия при двухпроволочной электронно-лучевой аддитивной наплавки.....205

*Грибков М.С., Вилков Ф.Е., Дикушина О.В., Касицын А.Н.,
Николаев А.А.*

3D-печать из магниевого сплава МА5 методом электронно-лучевой наплавки проволоки.....212

*Шишкин Д.В., Слива А.П., Гуденко А.В., Большаков В.М.,
Потапов М.А.*

Исследование влияния развертки при электронно-лучевом аддитивном формообразовании на структуру титанового сплава ВТ6.....224

РАЗДЕЛ 4.

Оборудование для электронно-лучевой обработки235

Моторин М.П., Коваль Н.Н., Осипов И.В., Семенов Г.В., Рау А.Г.
Электронно-лучевая пушка мощностью 150 кВт для сварки,
плавки и других технологических операций в вакууме.....236

Ильин И.В., Кононов Б.С., Корнилов С.Ю., Осипов И.В., Поляков А.Н.
Импортозамещение в электронно-лучевой сварке.....242

*Семенов Ю.И., Болховитянов Д.Ю., Гусев И.А., Девятайкина Т.А.,
Довженко Б.А., Жариков А.А., Косачев М.Ю., Купер Э.А.,
Логачев П.В., Протопопов А.Ю., Репков В.В., Сеньков Д.Ю.,
Старостенко А.А., Цыганов А.С.*
Компактный источник электронного пучка для установок
электронно-лучевой сварки.....253

*Гапонова Д.А., Щербаков А.В., Слива А.П., Гончаров А.Л.,
Родякина Р.В.*
Интеграция системы стабилизации температуры наплавляемого
слоя в систему управления электронно-лучевой технологической
установки.....260

РАЗДЕЛ 5.

Сварочное материаловедение. Контроль и диагностика сварных соединений.....266

*Жгут Д.А., Терентьев Е.В., Пацуков В.В., Марченков А.Ю.,
Гуденко А.В., Бородавкина К.Т., Панькина А.А.*
Исследование механических свойств конструкций с высокой
степенью неоднородности.....267

*Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Панькина А.А., Жгут Д.А.,
Цветкова Н.О., Свиридов Г.Б.*
Оперативный контроль остаточных напряжений
в сварных соединениях.....285

Фортуна С.В., Гурьянов Д.А., Никонов С.Ю.
Механические свойства материала аддитивных изделий из
жаропрочного сплава при комнатной и повышенной температурах.....293

Карпова М.В., Марченков А.Ю., Ушанов С.В., Барат В.А., Свиридов Г.Б.

Применение метода акустической эмиссии для выявления
диффузионных прослоек в сварных соединениях, выполненных
электронно-лучевой сваркой.....299

Раздел 1.

Теоретические основы обработки материалов концентрированными потоками энергии

УДК 621.79.03

Исследование параметров электронного пучка в технологических установках для ЭЛС по световому излучению из пространства дрейфа*

Гончаров А.Л.¹, Слива А.П.¹, Рыжков С.В.², Драгунов В.К.¹

¹ Национальный исследовательский университет «МЭИ»

² Акционерное общество «Производственное объединение Северное машиностроительное предприятие»

Аннотация. Предложен способ определения диаметра, дистанции фокусировки и других геометрических параметров электронного пучка в технологических установках для сварки. Способ основан на выделении границ пучка на изображении светящегося следа пучка, возникающего при взаимодействии электронов с молекулами остаточных газов в вакуумной камере. Проведена проверка адекватности и оценка точности определения границ на изображении эталонного объекта. Относительная погрешность определения линейного размера эталонного объекта не превышала 0,5%. Проведены измерения диаметра пучка и дистанции фокусировки для установок ЭЛА 15И и УЛ144 в зависимости от тока магнитной линзы. На основании измеренных значений проведена количественная оценка плотности мощности в пучке.

Ключевые слова: электронный пучок, диагностика, диаметр электронного пучка, фокусировка электронного пучка, угол сходимости, цифровое изображение, выделение границы, электронно-лучевая сварка

Abstract. A method for determining the diameter, focusing distance and other geometric parameters of an electron beam in technological installations for welding is proposed. The method is based on the separation of the beam boundaries in the image of the luminous trace of the beam that occurs when electrons interact with residual gas molecules in a vacuum chamber. The adequacy was checked and the accuracy of determining the boundaries in the image of the reference object was evaluated. The relative error in determining the linear size of the reference object did not exceed 0.5%. The beam diameter and focusing distance were measured for ELA 15I and UL144 installations depending on the magnetic lens current. Based on the measured values, a quantitative assessment of the power density in the beam was carried out.

Keywords: electron beam, diagnostics, electron beam diameter, electron beam focusing, convergence angle, digital image, boundary selection, electron beam welding

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания № FSWF-2023-0016 (Соглашение № 075-03-2023-383 от 18 января 2023 г.) в сфере научной деятельности на 2023–2025 гг.

Введение

Поперечный размер пучка в зоне обработки является одним из важных параметров электронно-лучевой сварки, т.к. определяет площадь пятна нагрева и плотность теплового потока в материале. Для определения диаметра пучка используются прямые и косвенные методы [1, 2]. Прямые методы основаны на размещении тугоплавкого зонда непосредственно в пучке и измерении тока, проходящего через зонд при пересечении пучка [3, 4, 5]. Под воздействием электронов происходит нагрев зонда и его разрушение, поэтому использование прямых зондовых методов имеет существенное ограничение по мощности исследуемых пучков. Для большинства прямых методов мощность исследуемых технологических пучков малого размера ограничена несколькими киловаттами.

Одним из перспективных косвенных методов, не имеющий ограничения по мощности диагностируемого пучка является фотометод, основанный на анализе изображения свечения пучка на остаточных газах в вакуумной камере [6, 7]. Регистрация светового излучения из области дрейфа позволяет оценить геометрические характеристики пучка, а также определить положение фокальной плоскости при заданном режиме работы магнитной линзы. Целью данной работы является отработка метода фотодиагностики для существующих моделей электронных пушек, применяемых в установках для ЭЛС, и оценка параметров пучка при различных режимах работы пушки.

Методика исследования

Исследования проводили на установках для электронно-лучевой сварки УЛ 144 и ЭЛА 15И. Данные установки оснащены электронными пушками с трехэлектродным электростатическим генератором пучка с термоэмиссионным катодом из LaB_6 и диаметром эмитирующей поверхности 4 мм. Фокусировка пучка на изделии производится с помощью магнитной линзы. Технологические развертки и сканирование пучка по поверхности изделия осуществляются магнитными отклоняющими системами. В электронно-лучевой пушке установки УЛ-144 имеется два уровня отклоняющих систем, что позволяет обеспечить работу пушки в режиме с параллельным переносом пучка или в режиме двойного лучепреломления. Перед исследованием электронного пучка проводили калибровку и настройку системы регистрации и обработки изображения. Для этого проводили фотосъемку эталонного объекта через стекло иллюминатора вакуумной камеры и без него. На полученных изображениях проводили проверку и настройку алгоритма распознавания границ объекта и оценивали точность метода. Диагностику пучка

проводили путем регистрации изображения свечения остаточных газов в вакуумной камере из области дрейфа электронов за пределами пушки (рис. 1а). При этом пучок направляли на специальную массивную мишень для утилизации энергии пучка (рис. 1б). Мишень располагали существенно ниже плоскости фокусировки в области расходящегося пучка, таким образом обеспечивали минимальное расплавление и разбрызгивание материала мишени. Фотосъемку пучка осуществляли при постоянном режиме работы электронной пушки в течение всего времени выдержки. Для определения масштаба полученного изображения перед съемкой пучка проводили съемку масштабной линейки. Для каждой конкретной серии фотографий масштаб немного варьировался, но в целом составлял около 100 рх/мм, что обеспечило пространственное разрешение изображения около 10 мкм.

После регистрации цифрового изображения файл конвертировали в формат tiff и проводили его математическую обработку цель которой заключалась в определении на изображении координат пикселей, лежащих на границе пучка. Для этого использовали интегральное вейвлет-преобразование профиля пучка в каком-либо сечении и по вейвлет-образу профиля определяли координату левой и правой границы пучка в выбранном сечении. После обработки множества сечений по высоте получали набор точек левой и правой границы пучка. Затем аппроксимировали полученные точки и вычисляли зависимость диаметра пучка от координаты z . Угол сходимости определяли путем численного дифференцирования полученной зависимости $d(z)$:

$$\theta(z) = \frac{d(d(z))}{dz} \quad (1)$$

Дистанцию фокусировки L_f определяли по координате сечения z , в котором наблюдался минимальный диаметр пучка d_{\min} . Среднюю плотность мощности в пучке для сечения с координатой z определяли в предположении осесимметричного пучка по формуле:

$$q_2 = \frac{4UI\eta_{эф}}{\pi d(z)}, \quad (2)$$

где U – ускоряющее напряжение, В; I – ток электронного пучка, А; $\eta_{эф}$ – эффективный к.п.д.

Для каждой из исследованных моделей пушек были построены зависимости дистанции фокусировки и минимального диаметра пучка в перетяжке, по которым определяли точное положение фокальной плоскости при заданном режиме сварки и проводили контрольное проплавление на этом режиме для последующего анализа формы шва в

поперечном сечении. Сварку проводили на плитах из стали марки 10ГНБ толщиной 56 мм при скорости сварки 15 м/ч. Ток пучка составил 237 мА, ток фокусировки подбирали таким, чтобы обеспечить различное расположение фокальной плоскости по глубине.



Рисунок 1 – Размещение оборудования и материалов в эксперименте по фотодиагностике пучка на установке УЛ-144

Результаты и их обсуждение

При отработке и настройке методики распознавания границ на изображении эталонного объекта было установлено, что значительный вклад в распределение яркости по сечению вносит рассеяние света на оптических элементах тракта формирования изображения, и в первую очередь на стекле иллюминатора вакуумной камеры. При наличии в тракте формирования изображения стекала иллюминатора происходит существенное искажение профиля яркости и подъем «хвостов» распределения за границами объекта. Это делало невозможным напрямую определить границы объекта по критерию падения яркости за его границами. Применение интегрального вейвлет-преобразования позволило однозначно определить положение границы объекта как без защитного стекла, так и при его наличии. При этом относительная ошибка определения размера объекта составила 0,32%.

При обработке по предложенной методике изображений, полученных при съемке реального электронного пучка, были получены изображения с выделенными границами и вычислены параметры пучка для каждого из исследованных режимов. Для обработки первичных цифровых изображений был написан пакет скриптов на языке Matlab, позволяющих автоматизировать процесс обработки. На рисунке 2 показан пример обработки изображения пучка. Обработанное изображение приведено в обращенных цветах. Положение минимума на синей кривой, изображающей минимальный диаметр, соответствует положению фокальной плоскости. В этой области пучка значения угла сходимости

близки к нулю, что соответствует перетяжке пучка. Отрицательные значения угла сходимости соответствуют области сходящегося пучка. Средняя плотность мощности в плоскости фокусировки для данного режима, рассчитанная по формуле (2) составила $3,8 \cdot 10^6$ Вт/см².

В результате обработки всех серий снимков были получены зависимости дистанции фокусировки и минимального диаметра пучка от тока фокусировки для исследованных моделей электронных пушек (рис. 3).

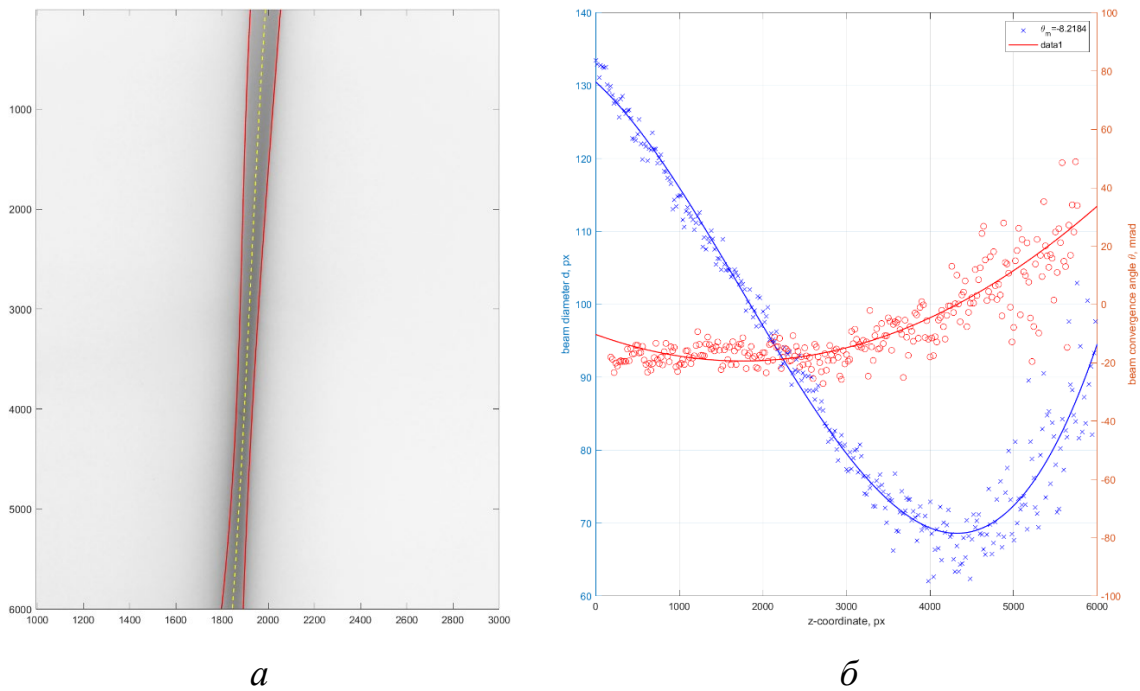


Рисунок 2 – Результаты обработки изображений пучка для установки УЛ-144, $I_n=240$ мА, $I_\phi=830$ мА: а – изображение пучка с выявленными границами (масштаб по оси x 2:1); б – зависимость диаметра пучка и угла сходимости от координаты z

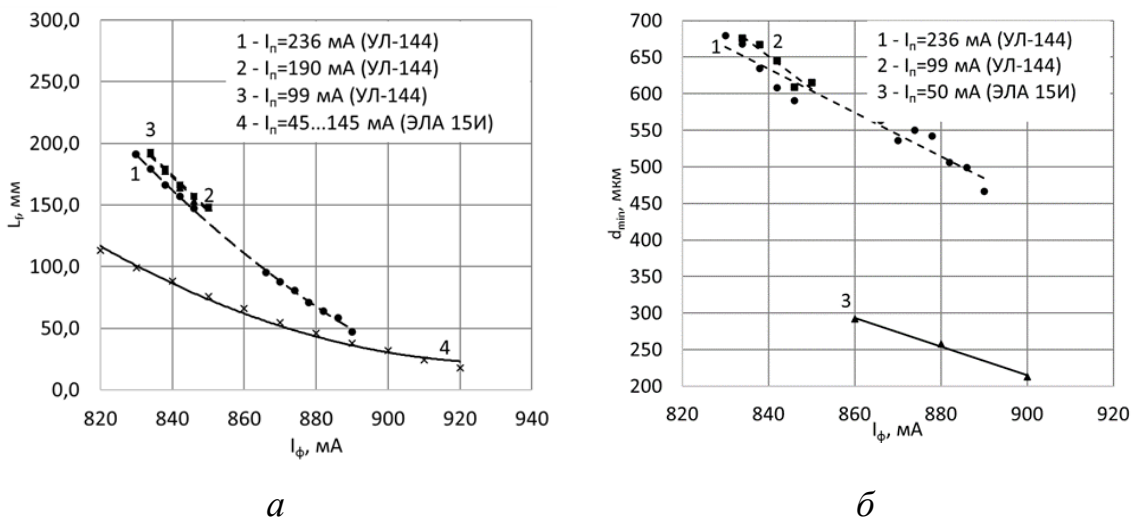


Рисунок 3 – Зависимость дистанции фокусировки (а) и минимального диаметра пучка в перетяжке (б) от тока магнитной линзы

Анализ зависимостей показывает, что исследованные пушки имеют разную чувствительность к изменению L_f и d_{\min} при изменении тока фокусировки на 1 мА, что выражается различным наклоном графиков. Так, для пушки УЛ-144 коэффициент чувствительности дистанции фокусировки составляет $-2,38$ мм/мА, в то время как для пушки ЭЛА 15И $-1,05$ мм/мА. Отрицательное значение коэффициентов означает, что увеличение тока фокусировки приводит к сокращению дистанции фокусировки.

Контрольные проплавления с различным значением тока фокусировки показывают, что максимальная глубина проплавления 52 мм при ширине шва 2,3 мм достигается при расположении фокальной плоскости на расстоянии 58 мм от верхней границы плиты, то есть на 2 мм за ее нижней границей, при этом дистанция фокусировки составила 208 мм (ток фокусировки 825 мА). Изменение тока фокусировки на ± 5 мА приводит к уменьшению глубины проплавления на 3,7 мм при перемещении плоскости фокусировки на 12 мм вниз (ток фокусировки 820 мА) и уменьшению глубины проплавления на 4,8 мм при перемещении плоскости фокусировки на 12 мм вверх (ток фокусировки 830 мА) (рис. 4). Таким образом, существует оптимальное положение фокуса, обеспечивающее наибольшую глубину проплавления при наименьшей ширине шва. При перефокусировке или недофокусировке пучка глубина проплавления уменьшается, а ширина шва возрастает, причем уменьшение глубины шва более чувствительно к перефокусировке пучка, когда ток фокусировки оказывается завышенным по сравнению с оптимальным.

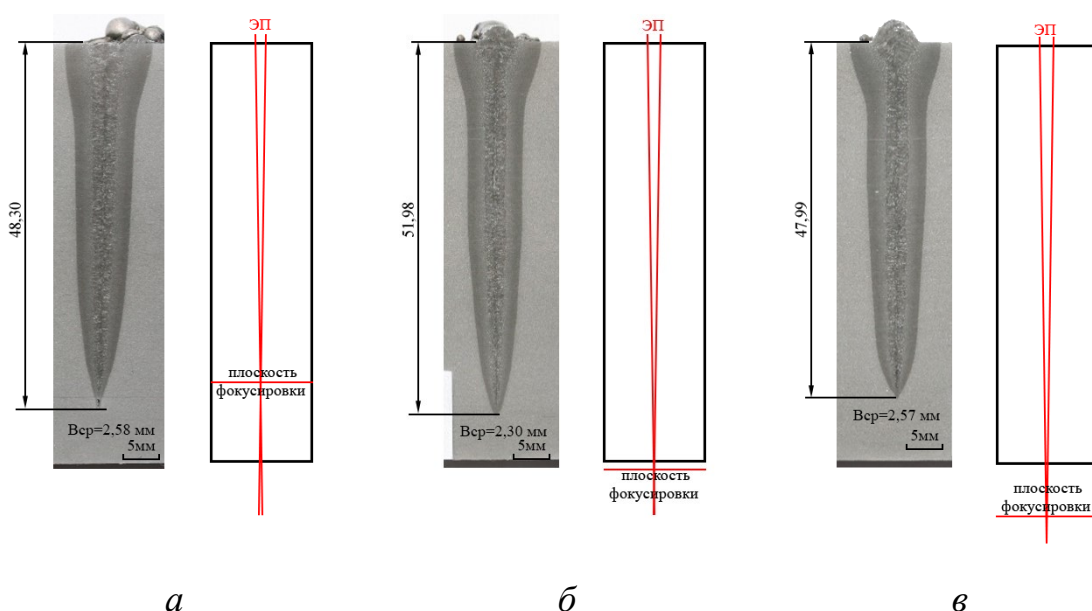


Рисунок 4 – Форма проплавления при ЭЛС стали 10ГНБ с перефокусировкой пучка, $I_f = 830$ мА (а), оптимальной фокусировкой пучка, $I_f = 825$ мА (б) и недофокусировкой пучка, $I_f = 820$ мА (в)

Заключение

1. Показано, что на распределение яркости на изображении свечения пучка существенное влияние оказывают элементы оптического тракта и в особенности стекло иллюминатора.

2. Разработана методика обработки цифрового изображения свечения электронного пучка, позволяющая с высокой точностью определить координаты границ пучка на изображении даже при наличии рассеивающего действия стекла иллюминатора.

3. Получены зависимости дистанции фокусировки и минимального диаметра пучка от тока магнитной фокусирующей линзы для двух различных модели электронных пушек. Эти зависимости могут быть использованы для более точного задания положения фокальной плоскости при выборе режима сварки.

Литература

1. Воробьев Г.С. Методы диагностики и расчета статических характеристик интенсивных нерелятивистских электронных пучков (ОБЗОР) / Г.С. Воробьев, А.А. Дрозденко, К.А. Пушкарев, И.В. Барсук // Компрессорное и энергетическое машиностроение. – 2007. – №3(9). – С. 79-91.

2. Методы экспериментального исследования структуры электронных пучков приборов О- и М-типов: обзоры по электронной технике / [Г.И. Александров, Б.М. Заморозков, А.Ю. Калинин и др.]. – М.: ЦНИИ «Электроника», 1973. – Вып. 8 (108). – 206 с. – (Сер. 1. Электроника СВЧ).

3. Зуев И.В., Углов А.А. Об измерении диаметра электронного луча методом вращающегося зонда // Физика и химия обработки материалов. 1967. № 5.

4. Назаренко О.К., Локшин В.Е., Акопьянц К.С. Измерение параметров мощных электронных пучков методом вращающегося зонда // Электронная обработка материалов. 1970. № 1. Р. 87-90.

5. Tongov, M., Nikov, T., Angelov, I., & Petrov, P. (2020). Measuring the diameter of electron beam by rotating slit disc. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 878(1). <https://doi.org/10.1088/1757-899X/878/1/012053>

6. Диагностика пучка ионов Н- по световому излучению в канале транспортировки / А. С. Артемов, Г. Ф. Астрахарчик, Ю. К. Байгачев, А. К. Геворков // Журнал технической физики. – 2000. – Т. 70, № 1. – С. 117-121. – EDN RYOQIF.

7. Методика определения технологических параметров электронных пучков в сварочных электронных пушках / А. Л. Гончаров, В. К. Драгунов, А. В. Щербаков [и др.] // . – 2015. – № 10. – С. 40-45. – EDN VCKQFP.

УДК 537.5

Генерация несамостоятельного тлеющего разряда в трубке, иницируемая сфокусированным электронным пучком в форвакуумной области давлений

Бакеев И.Ю.¹, Зенин А.А.¹, Климов А.С.¹

¹Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, г. Томск, Россия.

Аннотация. Представлены результаты исследований распределений тока несамостоятельного тлеющего разряда по длине узкой протяженной металлической трубке при инъекции в трубку сфокусированного электронного пучка, генерируемого форвакуумным плазменным источником. Показано, что инъекция ускоренных электронов оказывает влияние на распределения тока разряда по длине трубки.

Ключевые слова: форвакуумный плазменный источник электронов, пучковая плазма, обработка внутренних полостей.

Abstract. The results of research on the current distributions of a self-sustained glow discharge along the length of a narrow elongated metallic tube, with the injection of a focused electron beam generated by a forevacuum plasma source, are presented. It is shown that the injection of accelerated electrons influences the current distributions of the discharge along the tube.

Keywords: forevacuum plasma electron source, beam plasma, processing of internal cavities.

Введение

Развиваемые в настоящее время методы ионно-плазменной обработки хорошо зарекомендовали себя для решения широкого спектра задач поверхностной обработки материалов [1–5], в частности, повышения коррозионной стойкости и поверхностной твердости, обеспечивающих снижение износа деталей машин и инструмента. Для реализации ионно-плазменной обработки существует множество типов разрядных систем [6–9], обладающих преимуществами для конкретного прикладного применения.

К отдельному направлению можно отнести технологии, направленные на решение задач поверхностной обработкой внутренних поверхностей протяженных трубчатых изделий [10–14]. В этом случае требуется комплексное решение проблем, связанных с обеспечением условий проникновения плазмы внутрь трубки и достижением однородности ее параметров по всей длине обрабатываемого изделия. Обе

эти проблемы осложнены тем фактором, что газоразрядная плазма отделена слоем пространственного заряда от обрабатываемого изделия, препятствующего проникновению плазмы внутрь трубки. Для «разрыва» слоя необходимо превышение некоторой пороговой плотности плазмы что накладывает ограничение на минимальный внутренний диаметр трубчатого изделия.

Указанная проблема может решаться в результате зажигания разряда непосредственно в трубке. Для этого внутри трубки устанавливаются дополнительно электроды, обеспечивающие зажигание в ней одной из разновидностей тлеющего разряда низкого давления [10–12]. Зажигание разряда в трубке и достижения требуемых параметров плазмы, а также возможность их варьирования в общем случае ограничены условиями и особенностями используемой разрядной системы. Использование инъекции электронов для генерации плазмы и (или) поддержания в ней разряда расширяет диапазон параметров генерируемой плазмы и делает привлекательным процесс ионно-плазменной модификации внутренней поверхности протяженных трубчатых изделий.

При использовании для генерации электронного пучка термокатодных [15] или традиционных плазменных источников электронов [16] области рабочих давлений, обеспечивающие стабильное функционирование этих источников электронных пучков и эффективную генерацию пучковой плазмы, отличаются на один-два порядка величины. Это требует использования системы дифференциальной откачки, что усложняет технологическую установку. Так называемые форвакуумные плазменные источники электронов [17] функционируют в диапазоне давлений от единиц до сотни паскалей, являющимся оптимальным для эффективной ионизации рабочего газа и генерации пучковой плазмы.

Ранее [18–20] нами была показана возможность зажигания несамостоятельного тлеющего внутри узкой протяженной металлической трубки разряда при инъекции в нее электронного пучка, генерируемого форвакуумным плазменным источником. В этих работах приведены результаты исследования для электронного пучка, генерируемого из плазмы через многоапертурный эмиссионный электрод, обеспечивающий минимальный поперечный размер электронного пучка уровня 7 мм. Использование же сфокусированного электронного пучка, извлекаемого из одиночного эмиссионного канала, с диаметром в кроссовере менее миллиметра и обладающего более сложной пространственной структурой [21], для поддержания разряда в трубке должно имеет свои особенности.

Цель данной работы заключалась в выявлении особенностей влияния сфокусированного электронного пучка, генерируемого форвакуумным плазменным источником, на процессы инициирования в протяженных металлических трубках несамостоятельного тлеющего

разряда, а также на определение условий генерации однородной по длине трубки плазмы.

Методика и техника эксперимента

Схема эксперимента приведена на рисунке 1. Форвакуумный плазменный источник непрерывного сфокусированного электронного пучка [21] устанавливался на верхнем фланце вакуумной камеры. Эмиссия электронов из плазмы тлеющего разряда с полым катодом производилась через одиночный эмиссионный канал диаметром 1,2 мм в плоском аноде. Ускорение электронов производилось электрическим полем в ускоряющей промежутке анод – экстрактор. Фокусировка электронного пучка, его юстировка и отклонение производилось с помощью магнитных полей.

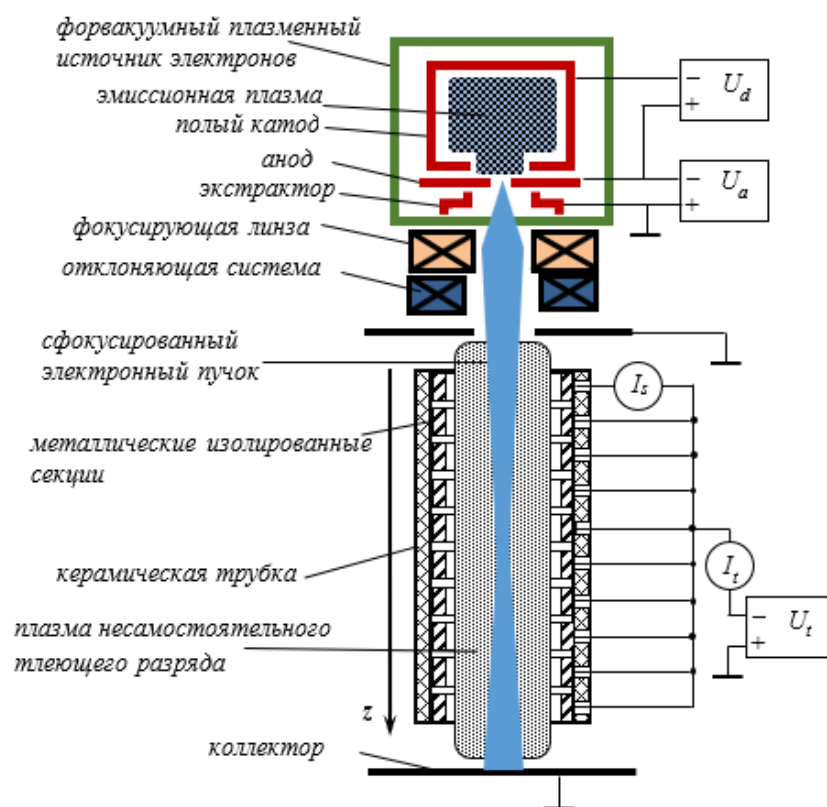


Рисунок 1 – Схема эксперимента

Вакуумная камера откачивалась механическим насосом до предельного давления 1 Па. Затем в нее напускался азот до рабочего давления $P = 6-25$ Па. Ток плазмообразующего тлеющего разряда с полым катодом и ускоряющее напряжение обеспечивались соответствующими источниками электропитания U_d и U_a . Величина ускоряющего напряжения в экспериментах варьировалась в пределах $U_a = 2,5-15$ кВ.

Ток пучка $I_b = 1-32$ мА контролировался током разряда плазменного источника и измерялся при отклонении электронного пучка на отдельно стоящий цилиндр Фарадея (на рис. 1 не показан).

В экспериментах использовались секционированные трубки из нержавеющей стали протяженностью 300 мм с внутренним диаметром D_t от 5 до 13 мм. Для измерения распределения тока по длине трубок они были выполнены из 10 секций, расположенных внутри керамической трубки. Это обеспечивало электрическую изоляцию секций между собой и, соответственно, возможность измерения тока на каждую из секций. На секции подавалось отрицательное относительно стенок камеры напряжение 300 В источником питания. При зажигании в трубке несамостоятельного тлеющего разряда с полым катодом в качестве трубки, ток разряда замыкался на верхний и нижний аноды. Анодами служили верхняя стенка вакуумной камеры и водоохлаждаемый коллектор, принимающий электронный пучок после его прохождения через трубку. Величина полного тока несамостоятельно тлеющего разряда в трубке определялась как суммарный ток всех секций I_t трубки. Для измерения распределений тока разряда по длине трубки в разрыв цепи каждой из секций поочередно подключался амперметр (на рис. 1 представлен пример измерения для верхней секции), фиксирующий ток I_s на эту секцию. Ввиду того, что ток I_s , приходящийся на секцию трубки является преимущественно боровским, и при практическом равенстве геометрических размеров секций, распределение разрядного тока по секциям отражает соответствующее распределение концентрации плазмы по длине трубки. В экспериментах в результате варьирования током магнитной фокусирующей катушки обеспечивалось заполнение плазмой всей трубки, а также достижение в ней максимального значения тока разряда I_t .

Результаты работы и их анализ

Проведенные исследования показали, что наряду с влиянием тока разряда на его распространение по длине трубке аналогичные зависимости могут быть получены и при изменении тока электронного пучка. На рисунке 2 представлены приведенные к максимальному значению распределения тока разряда по длине трубки для трубки с диаметром $D_t = 5$ мм для различных значений тока инжектируемых в трубку электронов (значение координаты $z = 0$, соответствует входному для электронного пучка торцу трубки). При относительно малых токах пучка наблюдается монотонно спадающая зависимость (кривые 1 и 2). При увеличении тока пучка обнаруживается повышение тока вблизи выходного торца трубки (кривые 3 и 4). При этом чем выше ток пучка, тем меньше «провал» минимума в распределении тока разряда по длине

трубки. Данные результаты однозначно указывают на тот факт, что роль сфокусированного электронного пучка заключается не только в изначальном инициировании несамостоятельного тлеющего разряда в трубке, но и в наработке уровня концентрации плазмы необходимого для замыкания разряда на оба анода.

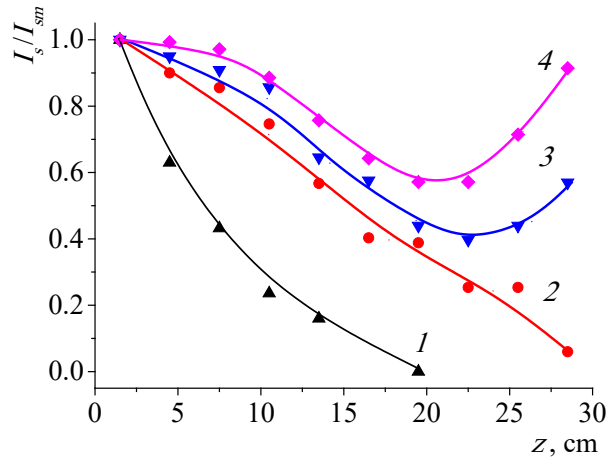


Рисунок 2 – Распределения тока тлеющего разряда по длине трубки для различных токов пучка I_b : 1 – $I_b = 8$ мА; 2 – $I_b = 15$ мА; 3 – $I_b = 19$ мА; 4 – $I_b = 25$ мА. Ускоряющее напряжение $U_a = 15$ кВ; давление $P = 8$ Па; диаметр трубки $D_t = 5$ мм

Следует отметить, что представленные на рисунке 2 распределения получены при давлении 8 Па, являющимся минимальным для наглядной демонстрации наличия двух режимов горения разряда. При меньших давлениях замыкания разряда на нижний анод не наблюдалось. Кроме того, при уменьшении ускоряющего напряжения также становится невозможной реализация режима горения разряда по всей длине трубки. Чем меньше ускоряющее напряжение, тем более круто спадает тока разряда по мере углубления в трубку (на рис не показано). Это свидетельствует о необходимости обеспечения малых углов распространения электронного пучка, которое может быть достигнуто при эффективной фокусировке пучка.

Особое внимание обращают на себя результаты исследования влияния давления рабочего газа на распределение разряда при прочих постоянных параметрах для трубок с внутренним диаметром от 5 до 8 мм. К примеру, на рисунке 3, а представлены распределения разряда в трубке диаметром 5 мм для различных давлений рабочего газа. Так, как было обозначено выше, при давлении 7 Па тока разряда монотонно спадает по длине трубки (кривая 1), в то время как при давлении 8 Па проявляется распределение с минимумом внутри трубки (кривая 2). Такое поведение может быть объяснено повышением ионизационной способности вторичных электронов, осциллирующих в полости трубки, с ростом давления. Однако, дальнейший рост давления 10 Па и выше (кривые 3 и

4) сопровождается противоположным эффектом: ток разряда замыкается только на входной анод и чем больше давление, тем быстрее падает ток разряда по длине трубки. Подобная немонотонность распределения тока разряда по длине трубки от давления коррелирует с немонотонной зависимостью полного тока разряда от давления, представленной на рисунке 3, б кривой 1 и имеющей максимальное значение 92 мА при давлении 8 Па. Как видно для прочих кривых на рисунке 3, б, чем больше диаметр трубки, тем больше максимальное значение тока разряда. Кроме того, для большего диаметра трубки максимум кривой $I_t(p)$ смещается в сторону больших давлений. Для диаметра трубки 8 мм ограничение тока разряда перестает наблюдаться в исследуемом диапазоне давлений.

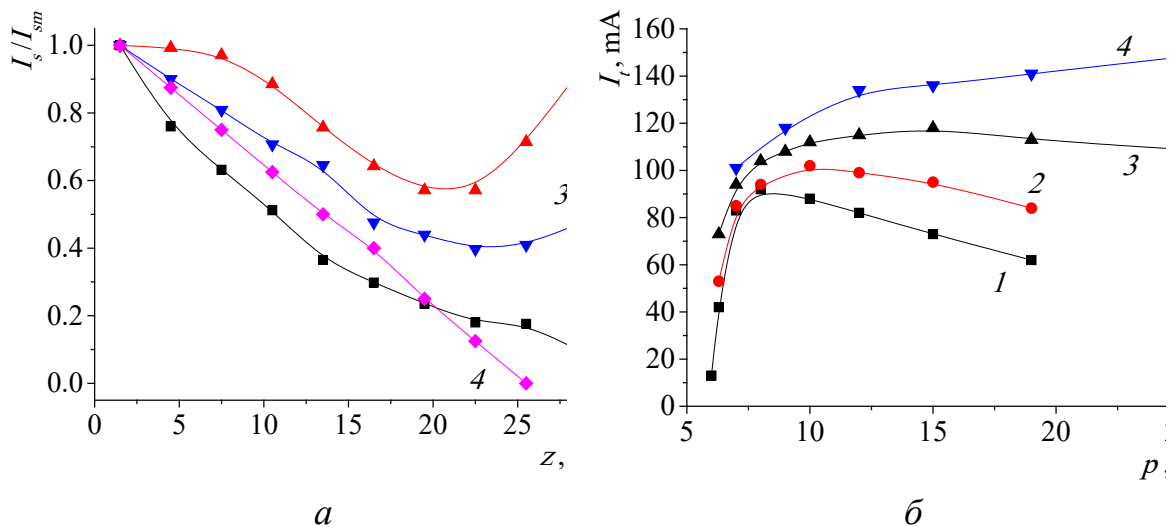


Рисунок 3 – Распределения тока тлеющего разряда по длине трубки для различных давлений рабочего газа p (а: 1 – $p = 7$ Па; 2 – $p = 8$ Па; 3 – $p = 10$ Па; 4 – $p = 12$ Па; диаметр трубки $Dt = 5$ мм) и зависимости тока разряда I_t от давления p для различных диаметров трубок Dt (б: 1 – $Dt = 5$ мм; 2 – $Dt = 6$ мм; 3 – $Dt = 7$ мм; 4 – $Dt = 8$ мм). Ускоряющее напряжение $U_a = 15$ кВ; ток пучка $I_b = 25$ мА

Наблюдаемые немонотонные поведения как распределения разряда, так и тока разряда, от давления свидетельствуют о наличии физического ограничения в процессах генерации плазмы несамостоятельным тлеющим разрядом в трубках относительно малого внутреннего диаметра 5-7 мм. Влияние диаметра трубки на данное ограничение однозначно свидетельствует, что его причина заключена в характере распространения сфокусированного электронного пучка в трубке. Как известно [18], по мере увеличения давления растет интенсивность взаимодействия ускоренных электронов с рабочим газом. Это, в конечном счете, ведет к уширению энергетического спектра электронов в пучке и, вследствие этого, к росту угловой расходимости пучка и, соответственно, к потерям на стенках трубки большей части электронного пучка. По-видимому, величина давления, соответствующая максимуму кривых 1 и 2 на рисунке

3, б, и определяет граничное условие, при котором фокусировка электронного пучка уже не может обеспечить его прохождение в узкой протяженной трубке.

Как показали результаты исследований в условиях эксперимента для внутреннего диаметра трубки 5 мм не удается достичь удовлетворительной однородности распределения тока разряда по длине трубки (рис. 2). В данном случае однородным считалось распределение, про котором отклонение значений тока по секциям отличалась не более, чем на 10% от максимального. Начиная с диаметров трубок 6 мм, несмотря на наличие немонотонности в зависимости $I_c(r)$ (рис. 3б) при достаточно больших токах пучка удается достичь требуемой однородности распределения тока разряда по длине трубки.

Таким образом представленные результаты демонстрируют ключевую роль сфокусированного электронного пучка в процессе функционирования несамостоятельно тлеющего разряда в протяженной металлической трубке. Причем, чем меньше скорость ионизации рабочего газа вторичными электронами и электронами пучка (низкое давление, малый диаметр трубки, высокое ускоряющее напряжение) тем больший ток инжектированных электронов требуется для обеспечения однородной плазмы в полости трубки.

Заключение

Представлены результаты исследований распределения тока несамостоятельного тлеющего разряда по длине узкой протяженной металлической трубке при инъекции в трубку сфокусированного электронного пучка, генерируемого форвакуумным плазменным источником. Показано, что сфокусированный электронный пучок, инжектируемый в полость трубки способен не только инициировать несамостоятельный тлеющий разряд с полым катодом, но и влиять на процессы распределения тока разряда по длине трубки. По мере повышения тока пучка в ряде условий происходит переключение доли тока несамостоятельно тлеющего разряда на нижний анод, тем самым образуя распределение тока разряда по длине трубки с минимумом, уменьшающемуся при дальнейшем росте тока пучка.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 21-79-10217, <https://rscf.ru/project/21-79-10217/>.

Литература

1. Chu P.K. Plasma-surface modification of biomaterials / P.K. Chu, J.Y. Chen, L.P. Wang, N. Huang, // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2002. – Vol. 36(5). – P. 143-206.

2. Akdoğan E. Plasma surface modification strategies for the preparation of antibacterial biomaterials: A review of the recent literature / E. Akdoğan, H.T. Şirin // *Materials Science and Engineering*. – 2021. – Vol. 131(4). – P. 112474.
3. Петров Л.М. Вакуумная ионно-плазменная обработка нержавеющей стали / Л.М. Петров, С.Я. Бедофен, В.С. Спектор, С.М. Сарычев, А.А. Александров // *Технология легких сплавов*. – 2003. – № 3. – С. 113-118.
4. Иванов Ю.Ф. Комплексная электронно-ионно-плазменная обработка поверхности стали 40Х / Ю.Ф. Иванов, Ю.Х. Ахмадеев, И.В. Лопатин, О.В. Крысина, Е.А. Петрикова // *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. – 2022. – № 65(2). – С. 127-133.
5. Авдеев И.В. Модификация поверхности силикатного стекла ионно-плазменной обработкой / И.В. Авдеев, С.П. Лушин, А.А. Шрам // *Физика и химия обработки материалов*. – 2009. – № 2. – С.54-57.
6. Zhao C. Study on the active screen plasma nitriding and its nitriding mechanism / C. Zhao, C. X. Li, H. Dong, T. Bell // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 201(6). – P. 2320-2325.
7. Nishimoto A. Effect of the distance between screen and sample on active screen plasma nitriding properties / A. Nishimoto, K. Nagatsuka, R. Narita, H. Nii, K. Akamatsu // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – Vol. 205. – P.365-368.
8. Abraha P. Surface modification of steel surfaces by electron beam excited plasma processing / P. Abraha, Y. Yoshikawa, Y. Katayama // *Vacuum*. – 2008. – Vol. 83(3). – P. 497-500.
9. Denisov V.V. The source of volume beam-plasma formations based on a high-current non-self-sustained glow discharge with a large hollow cathode / V.V. Denisov, Y.H. Akhmadeev, N.N. Koval, S.S. Kovalsky, I.V. Lopatin, E.V. Ostroverkhov, P.M. Schanin // *Physics of Plasmas*. – 2019. – Vol. 26(12). – P. 123510.
10. Liu B. A new method for inner surface modification by plasma source ion implantation (PSII) / B. Liu, C. Liu, D. Cheng, G. Zhang, R. He, S.Z. Yang // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. – 2001. – Vol.184(4). – P. 644-648.
11. Kwon S.C. Geometric effect of ion nitriding on the nitride growth behavior in hollow tube / S.C. Kwon, M.J. Park, W.S. Baek, G.H. Lee // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 1992. – Vol. 1(3). – P. 353-358.
12. Borisjuk Y.V. Plasma nitriding of titanium alloy Ti5Al4V2Mo / Y.V. Borisjuk, N.M. Oreshnikova, M.A. Berdnikova, A.V. Tumarkin, G.V. Khodachenko, A.A. Pisarev // *Physics Procedia*. – 2015. – Vol. 71. – P. 105-109.
13. Shishpanov A.I. Low-frequency one-electrode discharge in long tubes at low gas pressure / A.I. Shishpanov, P.S. Bazhin, D.O. Ivanov, A.V. Meschanov // *Plasma Research Express*. – 2020. – Vol. 2(1). – P. 015012.
14. Ignatov D.Y. Generation of plasma in non-self-sustained glow discharge with hollow cathode for nitriding inner surfaces of elongated and complex shaped cavities / D.Y. Ignatov, I.V. Lopatin, V.V. Denisov, N.N. Koval, Y. H. Ahmadeev // *IEEE Transactions on Plasma Science*. – 2020. – Vol. 48(6). – P. 2050-2059.
15. Рау А.Г. Электронно-лучевая пушка с термокатодом для сварочной установки / А.Г. Рау, И.В. Осипов, А.В. Тюньков, Ю.Г. Юшков, Д.Б. Золотухин, А.А. Зенин // *Доклады Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники*. – 2017. – №. 20(2). – С. 129-131.
16. Корнилов С.Ю. Формирование и фокусировка электронных пучков в электронно-оптической системе с плазменным эмиттером в магнитном поле / С.Ю. Корнилов, Н.Г. Ремпе // *Журнал технической физики*. – 2012. – № 82(3). – С. 79-84.
17. Бурдовицин В.А. Новые возможности применения форвакуумных плазменных источников в технологических процессах электронно-лучевой обработки диэлектрических материалов / В.А. Бурдовицин, Д.Б. Золотухин, А.А. Зенин, Е.М. Окс, А.В. Тюньков, Ю.Г. Юшков // *Доклады Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники*. – 2017. – № 20(3). – С. 70-75.
18. Burdovitsin V.A. Plasma generation in a long, narrow, metal tube by electron beam injection / V.A. Burdovitsin, I.Y. Bakeev, K.I. Karpov, E.M. Oks // *Plasma Sources Science and Technology*. – 2022. – Vol. 31(5). – P. 055008.
19. Burdovitsin V.A. Discharge in a long metal tube with an electron beam generated by a forevacuum plasma-cathode electron source / V.A. Burdovitsin, I.Y., K.I. Karpov, Bakeev, E.M. Oks // *Physics of Plasmas*. – 2022. – Vol. 29(9). – P. 093503.
20. Bakeev I.Y. Specific features of focused electron beam transport through a narrow metal tube at negative potential in the forevacuum pressure range / I.Y. Bakeev, A.S. Klimov, E.M. Oks, A.A. Zenin // *Vacuum*. – 2023. – Vol. 210. – P. 111874.
21. Bakeev I.Y. Features of the Formation of a Focused Electron Beam by a Forevacuum-Pressure Plasma-Cathode Source with Single Emission Channel / I.Y. Bakeev, A.S. Klimov, E.M. Oks, A.A. Zenin // *IEEE Transactions on Plasma Science*. – 2022. – Vol. 50(2). – P. 289-294.

УДК 621.791.927

Определение искажений распределения плотности тока за счет переотражения электронов при измерении мощных технологических электронных пучков*

Кожеченко А.С.¹, Щербаков А.В.¹, Родякина Р.В.¹

¹ ФГБОУ ВО «Национальный исследовательский университет «МЭИ»,
г. Москва, Российская Федерация

Аннотация. Приведена геометрическая модель и материалы детектора для проведения измерений технологических электронных пучков. Описана методика исследований. Проведено сравнение аналитического расчета с расчетами, использующими метод Монте-Карло. Показано влияние отраженных и переотраженных при взаимодействии с диафрагмами датчика электронов на регистрируемые сигналы.

Ключевые слова: электронный луч, технологический электронный луч, сварочный электронный луч, переотражение электронов, диагностика электронного луча, измерение электронного луча.

Abstract. The geometric model and materials of the detector for carrying out measurements of technological electron beams are presented. The research methodology is described. A comparison of the analytical calculation with calculations using the Monte Carlo method is carried out. The influence of electrons reflected and re-reflected during interaction with the sensor diaphragms on the recorded signals is shown.

Keywords: electron beam, technological electron beam, welding electron beam, electron re-reflection, electron beam diagnostics, electron beam measurement.

Введение

Применение электронных пучков в различных технологиях, таких как сварка, плавка, резка, перфорация, наплавка и аддитивное формообразование, становится все более распространенным [1]. Это связано как с уменьшением стоимости соответствующего оборудования, так и с усовершенствованием систем управления процессами. Тем не менее, основными вызовами, оставшимися актуальными для указанных технологий, остаются обеспечение повторяемости рабочих режимов и возможность переноса технологических процессов с одной установки на другую без допущения брака в производстве [2].

* Исследования выполнены в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания № FSWF-2023-0016

Наиболее эффективным методом обеспечения воспроизводимости результатов процесса является контроль характеристик самого пучка [3]. В НИУ «МЭИ» был разработан метод экспериментального определения распределений плотности тока, основанный на применении двух щелевых диафрагм, разнесенных в пространстве вдоль оси исследуемого пучка [4]. Для оценки характеристик точности данного метода необходимо провести анализ влияния отраженных и переотраженных при взаимодействии с диафрагмами датчика электронов на регистрируемые сигналы; для этого целесообразно использовать апробированные методы моделирования взаимодействия электронов с материалами элементов конструкции датчика.

Геометрическая модель детектора и методика исследования

На рисунке 1 показана геометрическая модель детектора, которая представляет собой усовершенствованное устройство, описанное в статье [5].

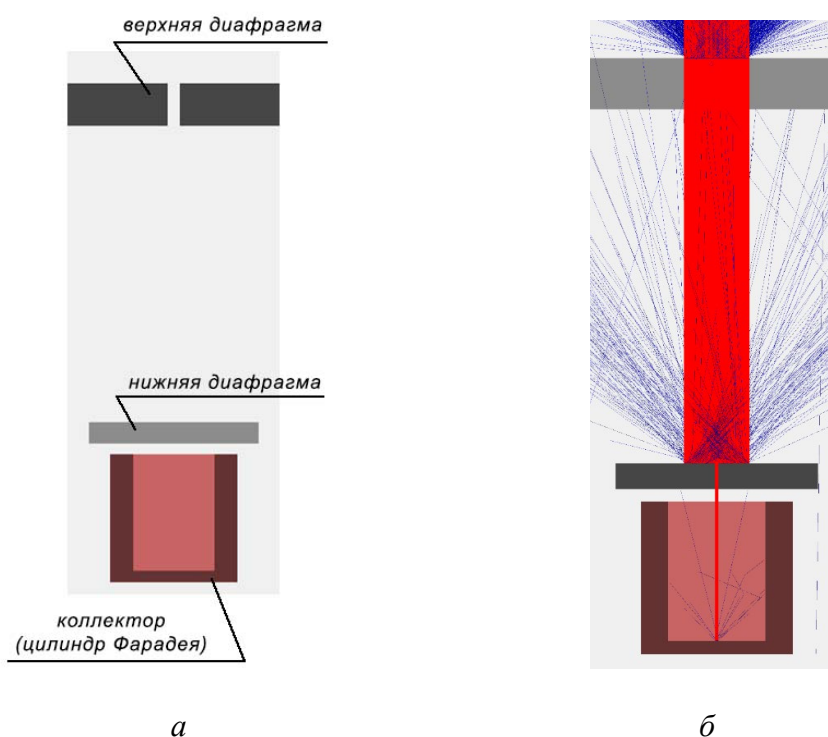


Рисунок 1 – *а* – геометрическая модель детектора в плоскости XZ, *б* – геометрическая модель детектора в плоскости YZ с отображением первичного электронного пучка и траекторий отраженных электронов

Данная геометрическая модель применяется в разработанной математической модели. Рисунок 1, *а* иллюстрирует расположение и размеры верхней и нижней диафрагм и цилиндра Фарадея в плоскости XZ. На рисунке 1, *б* в плоскости YZ красным цветом показаны траектории

электронов первичного пучка и синим цветом траектории обратнорассеянных электронов.

Таблица 1 – параметры и геометрические размеры, используемые в математической модели

№	Параметр	Величина	Размерность
1	Координатный шаг конечно-разностной сетки	0,00005	м
2	Количество элементов конечно-разностной сетки по трем координатным осям	400 × 400 × 1000	-
3	Материал диафрагм	W	-
4	Материал цилиндра Фарадея	Cu	-
5	Ширина щели в верхней диафрагме	1.2	мм
6	Ширине щели в нижней диафрагме	0.2	мм
7	Количество рассчитываемых траекторий	1000	-
8	Вид распределения плотности тока по сечению пучка	равномерное	-

На данном этапе исследований геометрические размеры элементов датчика и шаг были выбраны предварительно, они приведены в таблице 1.

Для определения возможных искажений, которые может вносить данный метод в регистрируемое распределение плотности тока (за счет переотражения электронов) распределение плотности тока по сечению пучка было принято равномерным.

Параметры материалов детектора, необходимые для функционирования модели, приведены в таблице 2.

Таблица 2 – параметры материалов, используемые в модели

Элемент	Плотность, г/см ³	Атомный номер (Z _k)	Атомная масса (A _k), а.е.м.
W	19,25	74	183,84
Cu	8,96	29	63,546

Поскольку распределение плотности тока исходного пучка задается в виде распределения конечного числа траекторий в пространстве (для удобства и ускорения расчетов в работе задано 10000 траекторий), необходимо разработать модель пучка в Лагранжевых координатах:

$$\begin{aligned}
 x_{\tau+1} &= K_1 \cdot \sqrt{\tau + 1} \cdot \sin \alpha_{\tau+1}, \\
 y_{\tau+1} &= K_1 \cdot \sqrt{\tau + 1} \cdot \cos \alpha_{\tau+1},
 \end{aligned}
 \tag{1}$$

$$\alpha_{\tau+1} = \alpha_{\tau} + \frac{K_2}{\sqrt{x_{\tau}^2 + y_{\tau}^2 + C}}.$$

В последних выражения $K_1 = 0,026$; $K_2 = 0,05$; $C = 0,000001$. Индекс τ соответствует номеру траектории электрона пучка и меняется от 0 до 9999. При подстановке указанных величин начальные координаты траекторий пучка будут в мм. Распределение траекторий в плоскости XY показано на рисунке 2.

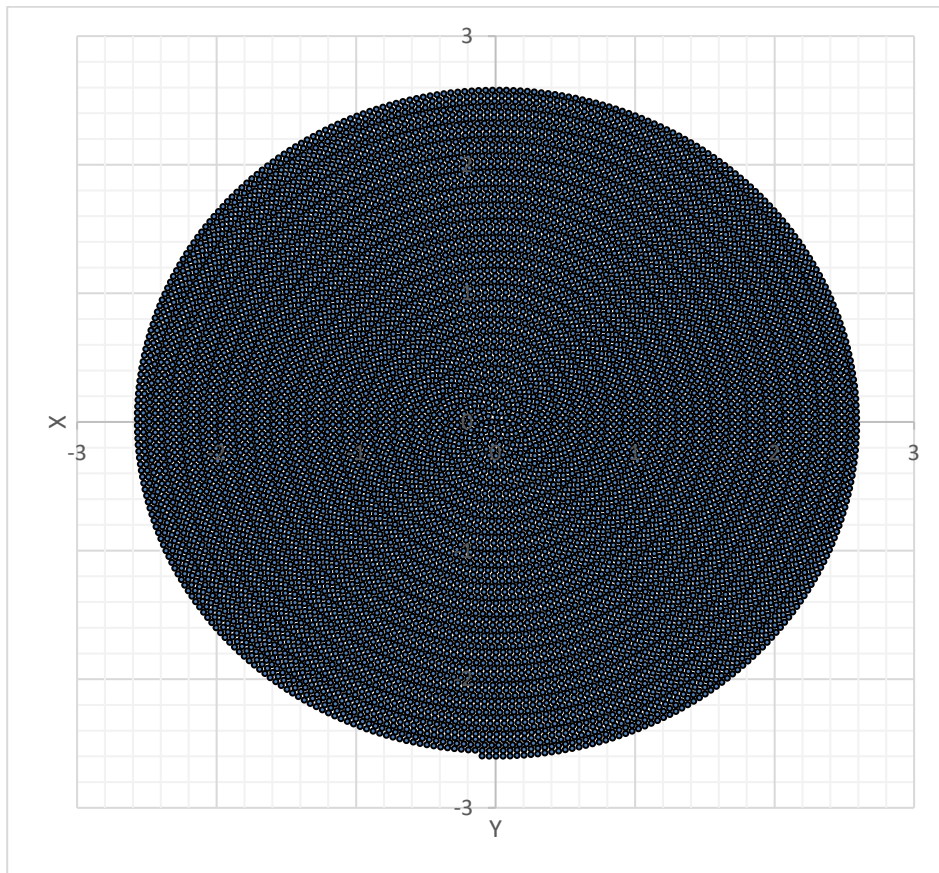


Рисунок 2 – распределение электронов модельного пучка в плоскости XY; масштаб приведен в мм

В данном эксперименте было необходимо смоделировать проход пучка вдоль верхней щели датчика (и поперек нижней), то есть вдоль оси Y, см. рисунок 3. Радиус пучка задан 2,7 мм, при этом пучок был задан в виде функции равномерного распределения и считался цилиндрическим, а не коническим, как в реальности. Это необходимо для того, чтобы убедиться, что датчик не вносит искажения в распределение плотности тока за счет переотражения электронов от пластин датчика. В случае, если распределение плотности тока задано в виде функции равномерного распределения, функция $i(y)$ сигнала, регистрируемого детектором,

должна иметь вид меандра. В работе регистрируемый сигнал вычисляется как доля энергии, поглощенная цилиндром Фарадея. Если эта зависимость не будет отличаться от исходной, заданной аналитически, можно считать, что метод обеспечивает получение достоверного результата при измерении распределений плотности тока мощных электронных пучков.

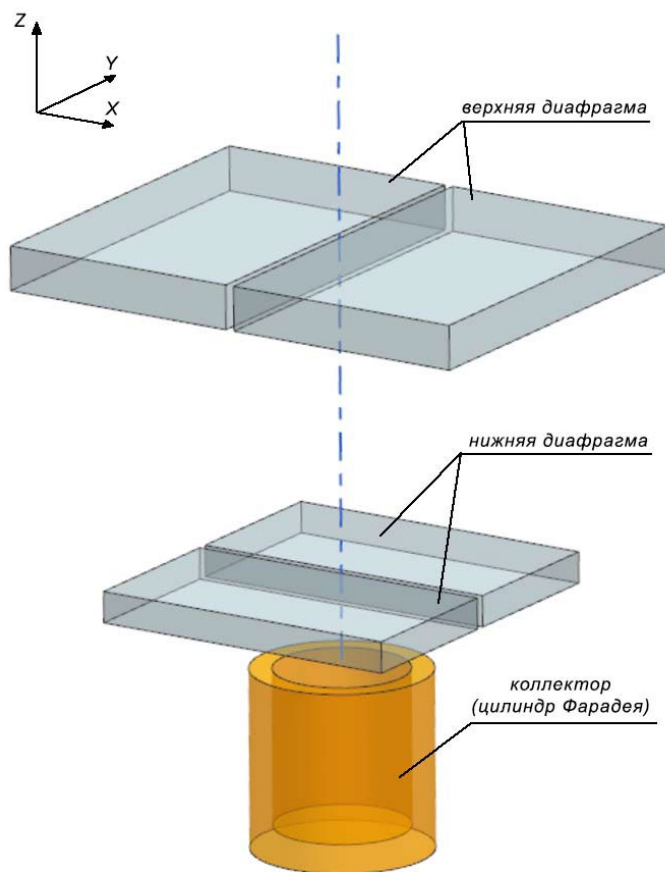


Рисунок 3 – изометрическая проекция основных элементов датчика

Анализ результатов моделирования

Для подтверждения адекватности метода измерения распределения плотности тока с двумя щелевыми диафрагмами необходимо сопоставить зависимости доли поглощенной цилиндром Фарадея энергии от Y – координаты нижней диафрагмы коллектора, рассчитываемую с помощью программы с аналитической зависимостью доли электронов, отсекаемой прямоугольным сегментом, получаемым при совмещении расположенных под углом 90° верхней и нижней диафрагм, рисунок 4.

В случае, если датчик не вносит существенных искажений в исходное распределение плотности тока, зависимость доли поглощенной энергии от Y -координаты, должна соответствовать количеству частиц, попадающих в прямоугольную область (на рисунке 4 выделена желтым цветом), образованную при пересечении щелевых диафрагм. Расчет

аналитической зависимости проводился с помощью приложения Libre Office. Для вычисления количества электронов, попадающих в показанную на рисунке 4 область, выполнялось суммирование количества частиц, удовлетворяющих условию

$$\Omega = \text{ЕСЛИ}([x_{\tau}] > -0,6; 1; 0) * \text{ЕСЛИ}([x_{\tau}] < 0,6; 1; 0) \quad (2)$$

$$\Theta = [\Omega] * \text{ЕСЛИ}([y_{\tau}] > Y - 0,1; 1; 0) * \text{ЕСЛИ}([y_{\tau}] < Y + 0,1; 1; 0).$$

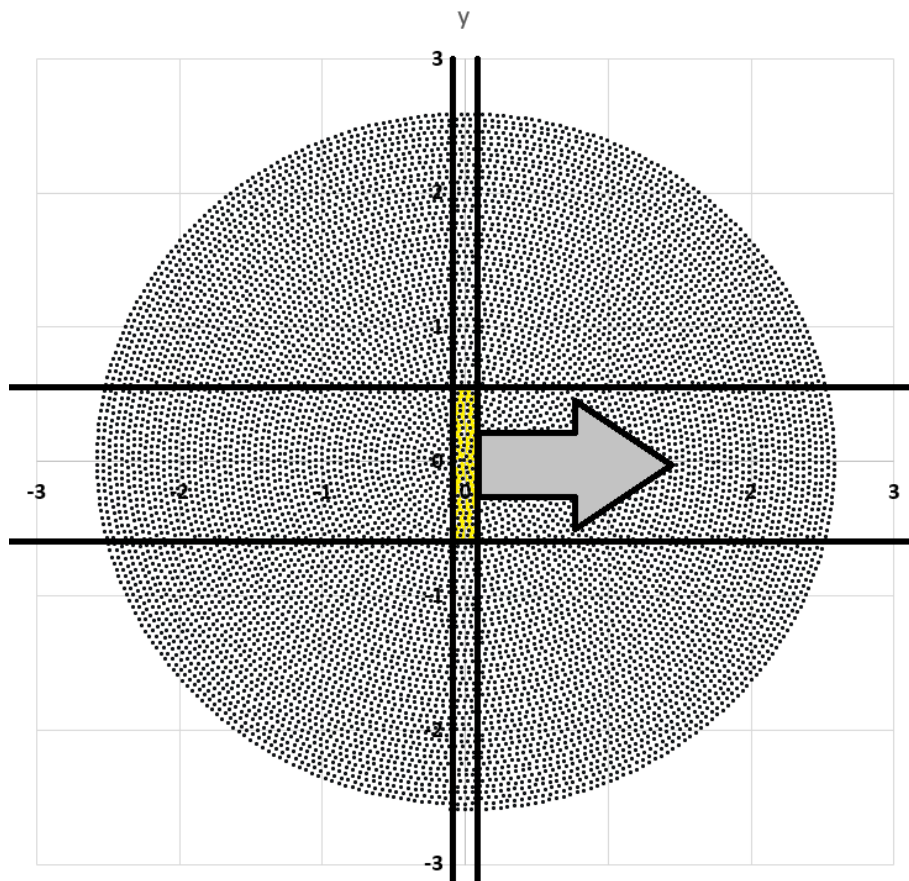


Рисунок 4 – к аналитическому определению

В последнем условии x_{τ} и y_{τ} – координаты частицы, Ω и Θ – логические переменные (принимают значение 0 при невыполнении условия и 1 при выполнении); 0,6 и 0,1 – полуширина верхней и нижней щелевых диафрагм соответственно. Полученная при выполнении условия 2 для всех 10 000 электронов зависимость показана на рисунке 5.

Как видно из рисунка 5, зависимость количества частиц, попадающих в пересечение диафрагм, имеет практически горизонтальную область при изменении Y от 0 до 2,45 мм (среднее значение составляет 116 частиц из 10 000, то есть примерно 1,2% от полной энергии пучка, отклонения от среднего значения обусловлено погрешностью используемого численного метода). В интервале

изменения Y 2,45... 3 мм количество частиц линейно убывает, что связано с пересечением границы моделируемого пучка.

Проведем анализ результатов вычисления доли, поглощенной цилиндром Фарадея энергии, рассчитанной на основе метода Монте-Карло. На рисунке 6 показаны траектории частиц в плоскости YZ , рассчитанные при различных положениях нижней диафрагмы. Расчеты проводились для диапазона изменения Y – координаты нижней диафрагмы от 0 до 3 мм.

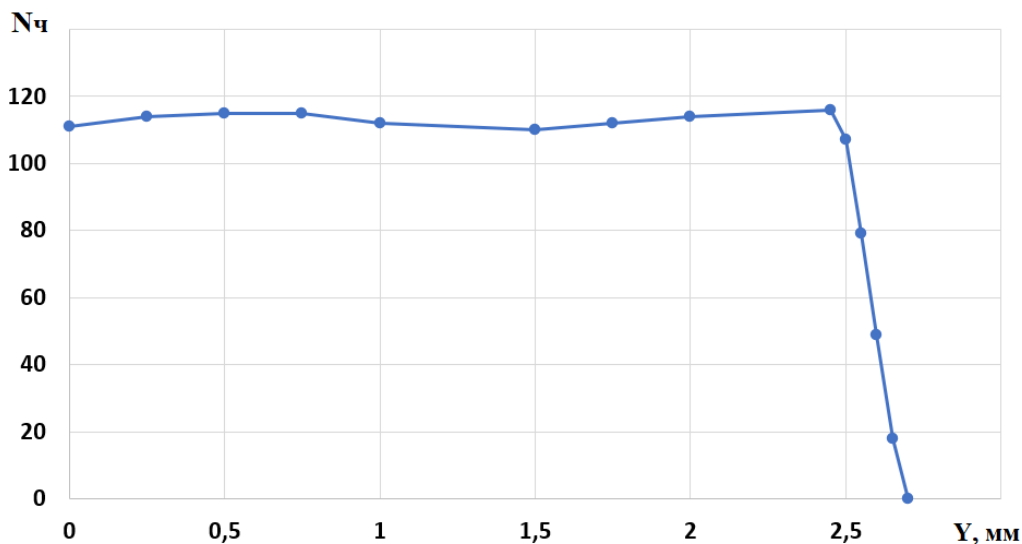


Рисунок 5 – зависимость количества частиц, попадающих в пересечение щелевых диафрагм от Y – координаты нижней диафрагмы (общее количество рассчитанных траекторий – 10 000)

Графическая зависимость доли, поглощенной цилиндром Фарадея энергии, показана на рисунке 7. Результаты моделирования показали следующее. При взаимодействии электронного пучка с энергией 60 кэВ с пластинами, образующими щелевые диафрагмы и с материалом цилиндра Фарадея происходит отражение и переотражение (повторные отражения) электронов. Энергия обратнорассеянных частиц может быть значительно меньше энергии первичных электронов. При этом вид зависимости на рисунке 7 практически совпадает с аналитически полученной зондовой кривой: в интервале изменения Y от 0 до 2,45 мм доля энергии, поглощенной цилиндром Фарадея, практически не изменяется, а затем наблюдается практически линейное уменьшение энергии, поглощаемой датчиком. Средняя доля поглощаемой коллектором энергии на горизонтальном участке кривой на рисунке 5 составляет 0,0136 от общей энергии электронного пучка (1,36%), что близко к результатам, рассчитанным без учета отражения и переотражения электронов (1,2%). Так как в обоих случаях использовались численные методы, можно утверждать, что расхождение в 0,16% обусловлено именно их применением. Полученные данные о доле поглощаемых детектором

частиц также будут полезны для расчета схемы предусилителя сигнала детектора.

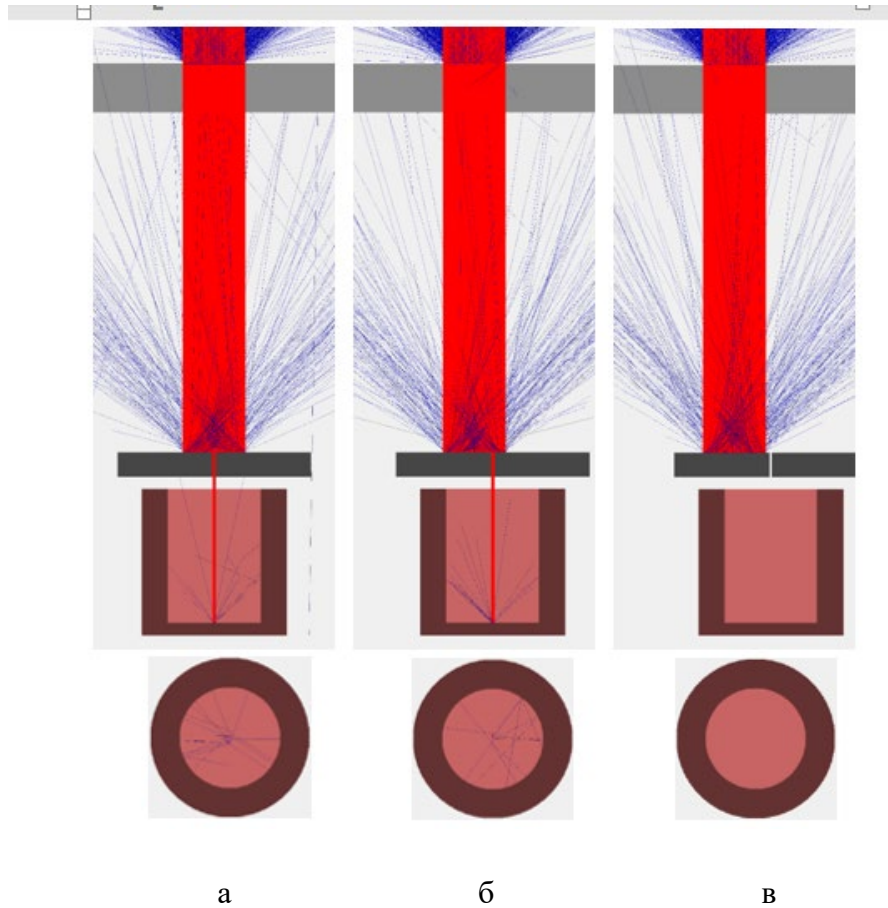


Рисунок 6 – Траектории первичных (красный цвет) и обратнорассеянных (синий цвет) электронов, рассчитанных при смещении нижней щелевой диафрагмы на следующие расстояния вдоль координаты Y: а – 0 мм, б – 1,5 мм, в – 3 мм

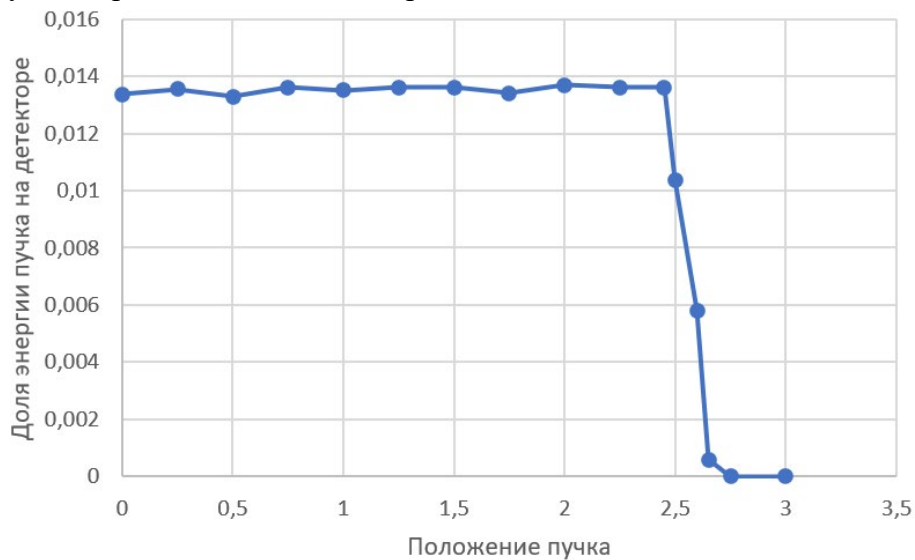


Рисунок 7 – Зависимость доли энергии, поглощенной цилиндром Фарадея от Y- координаты нижней щелевой диафрагмы, рассчитанная с использованием модели взаимодействия электронов на основе метода Монте-Карло

Заключение

Проведено сравнение аналитического расчета с расчетами, использующими метод Монте-Карло для 10000 траекторий, показавшее, что можно пренебречь влиянием частиц, которые переотражаются от диафрагм детектора. Из результатов сравнения видно, что средняя доля поглощаемой коллектором энергии составляет 0,0136 от общей энергии электронного пучка (1,36%), что близко к результатам, рассчитанным без учета отражения и переотражения электронов (1,2%). Так как в обоих случаях использовались численные методы, можно утверждать, что расхождение в 0,16% обусловлено именно их применением.

Литература

1. Гуденко А.В. Методика определения режимов послойной электронно-лучевой наплавки проволоки для аддитивных технологий / В.К. Драгунов, А.П. Слива // Вестник МЭИ, №5, 2017, С. 8-14.
2. Meissner C. Standardizing the art of electron beam welding // Science and technology review, 2008. № 3.
3. Корнилов С.Ю., Ремпе Н.Г., Beniyash A., Murray N., Hassel T., Ribton C. О параметрах электронного пучка пушки с плазменным эмиттером // Письма в ЖТФ, том 39, вып. 12, 2013, с. 1 – 8.
4. Кожеченко А.С. Методика автоматизированного измерения пространственных распределений плотности тока технологических электронных пучков / А.С. Кожеченко, А.В. Щербаков, Р.В. Родякина, Д.А. Гапонова// Вестник МЭИ. 2018. №2. С. 72-79
5. А.В. Щербаков, Р.В. Родякина, А.С. Кожеченко, Д.А. Гапонова, А.Л. Гончаров, В.К. Драгунов. Экспериментальное исследование распределений плотности тока технологического электронного пучка // Письма в ЖТФ, том 43, вып. 21, 2017, с. 10–15.
6. Щербаков А.В. Экспресс-методика измерения параметров технологических электронных пучков / А.В. Щербаков, А.Л. Гончаров, А.С. Кожеченко, М.Я. Погребисский, В.П. Рубцов, В.К. Драгунов // Электротехника – 2016, № 8. С. 62-67.

УДК 621.791.722

Моделирование параметров формы проплава при ЭЛС в почти стационарной области

Ластовиря В.Н.¹, Родякина Р.В.²

¹ Московский политехнический университет, Москва, Россия

² Научно-исследовательский университет «Московский энергетический институт» (НИУ «МЭИ»), Москва, Россия

Аннотация. Процесс ЭЛС является плохо организованной диффузной системой, в которой невозможно четко выделить отдельные явления различной физической природы. Результаты сварки, в частности глубина провара, подвержены случайному разбросу с нормальным распределением плотности вероятностей. Количественное описание поведения такой системы глобальной моделью на основе изучения механизма всех явлений весьма проблематично. В этих условиях для целей контроля и управления процессом лучший результат дают локальные регрессионные модели, полученные на основе методов многомерной математической статистики. Получение такой модели для параметров формы провара показало, что существенно значимыми являются параметры режима, которые ранжируются следующим образом: ток магнитной линзы, ускоряющее напряжение, ток пучка и скорость сварки. Наличие нелинейной зависимости параметров формы провара при ЭЛС от параметров режима и условий проведения процесса предполагает возможность оптимизации технологии сварки.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, глубина провара, нормальное распределение плотности вероятностей, регрессионная модель, методы многомерной математической статистики, параметры режима, оптимизация технологии сварки.

Abstract. Electron-beam welding is a poorly organized diffuse system in which it is impossible to distinguish clearly individual phenomena of different physical nature. Welding results, in particular the penetration depth, are subject to random variation with a normal probability density distribution. Quantitative description of such a system behavior by a global model based on the study of all phenomena mechanism is very problematic. Under these conditions, for the purposes of monitoring and controlling the process, the best result is given by local regression models obtained on the basis of multidimensional mathematical statistics methods. Obtaining such a model for the parameters of the weld form showed that mode parameters are significantly significant, which are ranged as follows: magnetic lens current, accelerating voltage, beam current and welding speed. The presence of a nonlinear dependence of weld shape parameters of electron-beam welding on the mode parameters and conditions of the process suggests the possibility of optimizing the welding technology.

Keywords: electron-beam welding, welding penetration depth, normal probability density distribution, regression model, methods of multidimensional mathematical statistics, mode parameters, optimization of welding technology.

Процесс электронно-лучевой сварки, как и большинство технологических процессов, относится к плохо организованным диффузным системам. В таких системах невозможно четко выделить

отдельные явления или разграничить действие большого числа переменных различной физической природы. Традиционный подход детального изучения механизма всех явлений, протекающих в процессе электронно-лучевой сварки, не позволит построить математической модели, количественно описывающей поведение процесса ЭЛС как объекта управления. При широком диапазоне применения эти модели, как правило, громоздки, требуют большого времени счета и не обладают хорошей точностью [1]. В ряде случаев они содержат априори неизвестные параметры [2]. Все это требует поиска более простых, но менее глобальных зависимостей параметров состояния для организации управления в конкретных условиях данного технологического процесса, чтобы удовлетворить требованиям производства.

Лучшие результаты для указанной цели дают методы, основанные на феноменологической стороне явления, в частности методы планирования эксперимента [3]. Математическая модель (поверхность отклика в факторном пространстве) представляет собой уравнение регрессии в виде ряда Тейлора

$$x(\mathbf{u}) = \sum_{i=0}^m \beta_i u_i + \sum_{i=1}^m \beta_{ii} u_i^2 + \sum_{i=1, j>i}^m \beta_{ij} u_i u_j + \dots, \quad (1)$$

где $\mathbf{u} = (u_0, u_1, \dots, u_m)^T \in U \in \mathcal{R}^{m+1}$ – вектор $(m+1)$ -мерного факторного пространства U с фиктивной координатой $u_0=1$; $\beta_i, \beta_{ii}, \beta_{ij}$ – коэффициенты регрессии при линейных, квадратичных членах и эффектах взаимодействия факторов, которые необходимо оценить по наблюдениям u_i и x .

Такая модель весьма удобна для осуществления контроля и управления процессом и позволяет интерпретировать физическую сторону явления [4–8]. В простейшем случае можно ограничиться линейными членами ряда. При этом за функцию отклика, в силу действия возмущений, принимается математическое ожидание данной случайной переменной состояния, при условии действия m факторов:

$$\hat{x}(\mathbf{u}) = M[x/u_1, u_2, \dots, u_m] = \bar{x}(\mathbf{u}), \quad (2)$$

то есть ее среднее значение. Принимается нормальный закон распределения плотности вероятностей этой случайной функции.

Выберем в качестве переменных состояния объекта исследования геометрические параметры формы провара: глубину H , ширину $B=2R$ и коэффициент формы шва $K=H/B$. Будем решать уже не новую задачу установления математической связи между параметрами режима ЭЛС или управляемыми факторами, воздействующими на вход системы, и параметрами провара с целью получения математической модели, которая

позволит осуществить оперативный контроль и управление формированием шва.

На первом этапе моделирования на основании априорного анализа процесса ЭЛС для построения плана факторного эксперимента необходимо выбрать параметры режима – управляемые факторы. Затем определить локальную область факторного пространства для проведения эксперимента, что сводится к выбору значений основного уровня u_i^0 и интервала варьирования δu_i для каждого фактора, которые определяют диапазон изменения каждого фактора от значения верхнего уровня $u_i^B = u_i^0 + \delta u_i$ до значения нижнего уровня $u_i^H = u_i^0 - \delta u_i$. Значения реальных факторов u_i нормируют относительно величины интервала варьирования, а именно:

$$u_i = \frac{u_i - u_i^0}{\delta u_i} \in [0,1]. \quad (3)$$

Таким образом, значения u_i в выражении (1) по модулю не превосходят единицы. Эксперимент проводится для значений факторов по углам области в точках +1 и -1, которые соответствуют верхнему и нижнему уровням, охватывая, таким образом, всю локальную область факторного пространства. В плане эксперимента они обозначаются только соответствующим знаком при единице. Заметим, что величина интервала варьирования факторов выбирается субъективно, исходя из степени влияния на глубину провара.

Независимые коэффициенты ортогонального планирования определялись согласно формулам регрессионного анализа, базирующимся на методе наименьших квадратов, который обеспечивает наилучшую оценку b_i коэффициентов β_i , дающих минимальную сумму квадратов невязок отклика $\sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x}_i)^2$, где: x_i – значение отклика в i -м опыте эксперимента; \bar{x}_i – оценка значения отклика по уравнению регрессии:

$$b_i = \frac{1}{N} \sum_{l=1}^N u_i^{(l)} x_l; \quad b_{ij} = \frac{1}{N} \sum_{l=1}^N u_i^{(l)} u_j^{(l)} x_l; \quad b_{ii} = \frac{1}{N} \sum_{l=1}^N \left(u_i^{(l)}\right)^2 x_l; \quad (4)$$

$i = 0, \dots, m; \quad j = 1, \dots, m; \quad l = 1, \dots, N.$

Опыт исследований показал, во-первых, что в выбранной области режимов наиболее значимыми факторами являются ток фокусирующей системы, ускоряющее напряжение и ток пучка. Это подтверждается

другими исследователями [9]. Во-вторых, получаемая поверхность отклика является нелинейной и, при включении стационарной области (области экстремума) в рассматриваемую область факторного пространства, не может быть адекватно описана неполным квадратным уравнением. В такой ситуации необходимо либо сузить область варьирования факторов, сосредоточив ее вне нелинейного участка, либо найти экстремум поверхности отклика, например, методом движения по градиенту в пространстве значимых факторов. Затем, используя последовательное или комбинационное планирование второго порядка [5], описать область экстремума или почти стационарную область.

Учитывая, что в области максимума провара, соответствующей экстремальному значению тока фокусирующей катушки (острая фокусировка), при низком ускоряющем напряжении колебания глубины провара не столь существенны, и она используется в технологии, имеет смысл описать в этой области форму провара уравнением второго порядка.

Основной трудностью при реализации такого плана является точное определение экстремума тока фокусирующей системы, соответствующее максимуму глубины провара (I_{ext}), так как при варьировании тока пучка эта величина будет меняться, а незначительные ошибки в ее установке дадут большие погрешности эксперимента, что поставит под сомнение полученные результаты. Поэтому для определения I_{ext} использовали световое излучение паров металла, истекающих из канала.

Известно, что минимум излучения соответствует максимуму провара [10]. Для утверждения этого факта на всей области сварочных режимов, которая будет использована при планировании эксперимента, выбрано пять точек (А, В, С, Д, О), покрывающих практически всю область реальных режимов по току пучка и скорости сварки (рис. 1). Экспериментально в этих точках было проверено соответствие экстремумов светового излучения паров и глубины провара.

Для этого была использована экстремальная система автоматической фокусировки [11], которая за счет поисковых движений обеспечивает поддержание минимума яркости светового излучения паров. Световой поток E , истекающий из канала, регистрировался с помощью фотоумножителя ФЭУ-71 на длине волны 425 нм, которая соответствует спектральной линии излучения хрома. Световой поток попадал в ФЭУ через бленду, – трубку диаметром 14 мм и длиной 200 мм. Ось бленды пересекала ось пучка в 40 мм от поверхности образца.

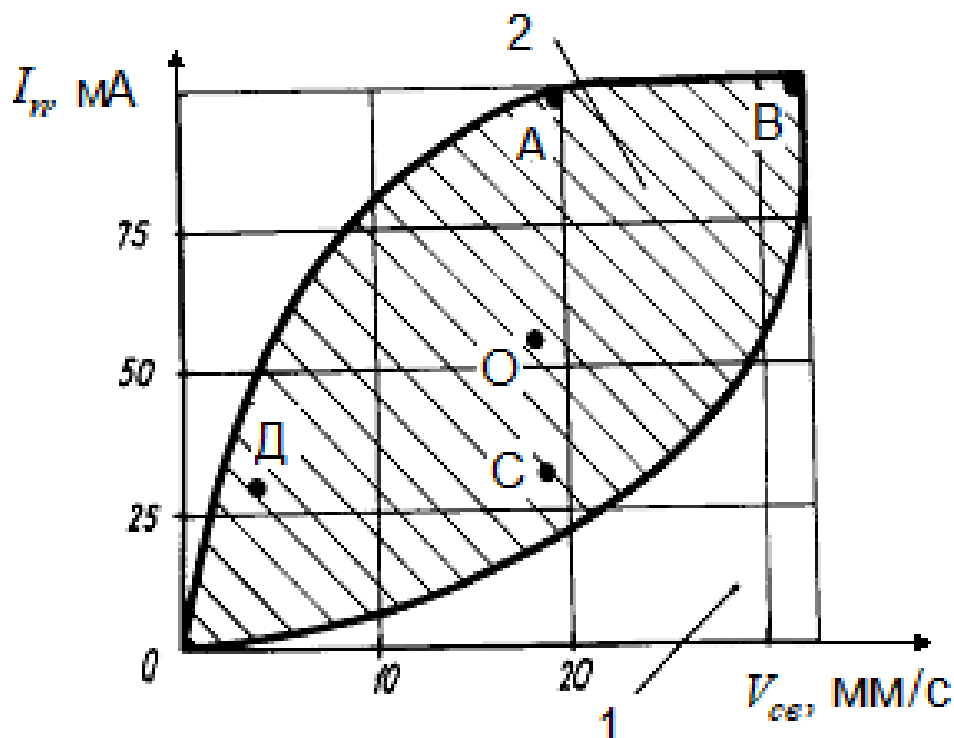


Рисунок 1 – Область режимов сварки с точками корреляции экстремумов глубины провара и интенсивности светового излучения парогазового факела: 1 – область возможных режимов; 2 – область реальных режимов

Во всех пяти точках наблюдается совпадение указанных экстремумов (рис. 2). Следовательно, совпадение минимума светимости истекающих из канала проплавления паров с максимумом глубины провара мы вправе распространить на все точки области режимов. А значение тока фокусирующей системы I_{ext} , соответствующее минимуму светимости паров, можем принять в пространстве факторов за нулевой уровень тока фокусировки.

При попадании в почти стационарную область (в окрестности I_{ext}), в уравнении регрессии полного факторного эксперимента начинают доминировать коэффициенты при эффектах взаимодействия, что говорит о нелинейности поверхности отклика. В этом случае для описания параметров формы уравнением второго порядка необходимо, чтобы каждая переменная в системе планирования принимала хотя бы три значения. Это возможно за счет добавления некоторого количества специальным образом расположенных в факторном пространстве точек.

Планирование Бокса–Уилкинса для трех факторов предполагает дополнение плана типа 2^3 , восемь точек которого расположены в вершинах куба, шестью точками, образующими октаэдр (так называемые «звездные» точки с координатами: $\pm \alpha, 0, 0$; $0, \pm \alpha, 0$; $0, 0, \pm \alpha$ относительно центра куба), а также точки в центре $(0, 0, 0)$. Число последних и длина плеча α звездных точек являются параметрами оптимизации [5] для

обеспечения ортогональности плана, его рототабельности, когда достигается почти симметричное информационное распределение для равноудаленных точек факторного пространства, и, более того, униформ-рототабельности, когда это распределение остается постоянным для точек, лежащих в единичном шаре ($0 \leq r \leq 1$).

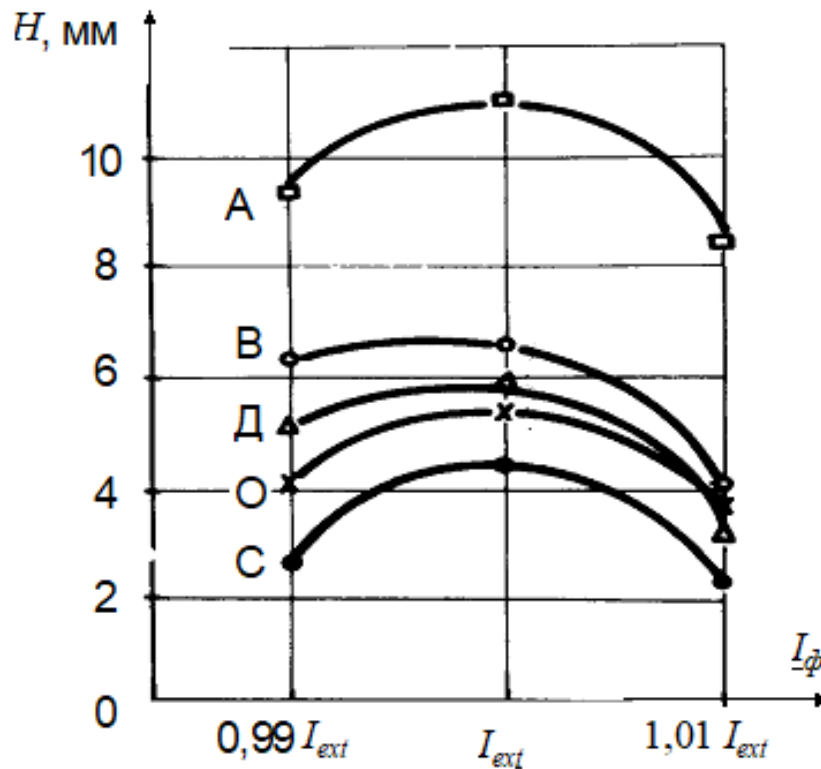


Рисунок 2 – Изменение глубины провара при отклонении тока фокусировки от значения I_{ext} , соответствующего минимуму интенсивности светового излучения парогазового факела

Поскольку при ЭЛС ускоряющее напряжение не является управляющим параметром режима и, обычно, его устанавливают максимальным для данного источника (в нашем случае, – 30 кВ), то целесообразно ограничиться при планировании тремя факторами: током пучка, током фокусирующей системы и скоростью сварки.

Исходя из точности фиксирования факторов и нелинейности зависимости параметров состояния (глубины провара и коэффициента формы шва), был выбран интервал варьирования факторов 20–30%, за исключением тока фокусирующей системы (1%). Значения всех уровней и интервалов варьирования приведены в таблице 1.

Было использовано ортогональное центральное композиционное рототабельное униформ-планирование [12] для трех факторов типа 3^3 . Его план содержит 20 точек – опытов (табл. 2), из которых 6 нулевых, которые

проводятся в центре выбранного факторного пространства, и 6 звездных при длине звездного плеча $\alpha=1,682$.

Эксперимент проводили на титановом сплаве ПТ-3В. При этом строки плана и соответствующие им опыты с данными нормированными значениями факторов – параметров режима, при сварке распределялись во времени по закону случайных чисел.

В правой части матрицы планирования приведены значения откликов, соответствующих данному опыту, как непосредственно зарегистрированные в ходе эксперимента, так и рассчитанные по полученным впоследствии уравнениям регрессии (отмечены «крышкой» сверху). В качестве откликов приняли геометрические параметры формы H и K , а также интенсивность излучения парогазового факела E .

Таблица 1 – Значения уровней и интервалов варьирования факторов в планировании второго порядка

Уровни факторов	Факторы и их обозначение		
	Ток пучка, мА	Скорость сварки, мм/с	Ток фокусировки, мА
	u_1	u_2	u_3
Нулевой	80	25	I_{ext}
Интервал варьирования	20	8	$0,01 I_{ext}$
Верхний	100	33	$1,01 I_{ext}$
Нижний	60	17	$0,99 I_{ext}$
Звездное плечо	34	13	$0,016 I_{ext}$
Верхний звездный	114	38	$1,016 I_{ext}$
Нижний звездный	46	12	$0,984 I_{ext}$

Оценки коэффициентов уравнений регрессии вида (1) определяли по следующим формулам:

$$\begin{aligned}
 b_0 &= 0,166338 (0x) - 0,056791 \sum_{i=1}^3 (iix); & b_i &= 0,073224(ix); \\
 b_{ii} &= 0,062500 (iix) - 0,000688 \sum_{i=1}^3 (iix) - 0,056791 (0x); \\
 b_{ij} &= 0,125000(ijx), & & (5) \\
 (0x) &= \sum_{l=1}^N x_l; & (iix) &= \sum_{l=1}^N u_{il}^2 x_l; & (ix) &= \sum_{l=1}^N u_{il} x_l; & (ijx) &= \sum_{l=1}^N u_{il} u_{jl} x_l, \\
 i, j &= 1, 2, 3; & i &< j.
 \end{aligned}$$

где через x обозначен соответствующий отклик H , K или E , коэффициенты которого определяются.

На основании обработки результатов эксперимента были вычислены коэффициенты регрессии для глубины провара и проведен регрессионный анализ. В соответствии с соотношениями (5) получены следующие значения оценок коэффициенты регрессии: $b_0 = 6,37$; $b_1 = 1,61$; $b_2 = -1,3$; $b_3 = -0,64$; $b_{12} = -0,6$; $b_{13} = -0,15$; $b_{23} = -0,05$; $b_{11} = -0,14$; $b_{22} = 0,23$; $b_{33} = -1,0$.

Затем был проведен регрессионный анализ. При этом дисперсия воспроизводимости эксперимента, характеризующая ошибку в опыте, $\sigma^2\{H\} = 0,1$ с числом степеней свободы $f_H = 5$, поскольку определена по 6 значениям в центре плана. Дисперсии оценок коэффициентов регрессии, как случайных величин, составили соответственно: $\sigma^2\{b_0\} = 0,017$; $\sigma^2\{b_i\} = 0,007$; $\sigma^2\{b_{ij}\} = 0,012$.

По полученным значениям дисперсий на основании критерия Стьюдента (t -распределение плотности вероятностей для малой выборки) были определены доверительные интервалы для проверки гипотезы о значимости оценок коэффициентов регрессии:

$$\Delta b = \pm t_{0,05} \sqrt{\sigma^2\{b\}}, \quad (6)$$

где $t_{0,05} = 2,57$ – квантиль t -распределения для уровня значимости 0,05, определяющий вероятность отвержения правильной гипотезы (значимого коэффициента). Коэффициент считается значимым, (то есть $\beta \neq 0$), если $|b| > \Delta b$, т.е. с доверительной вероятностью 0,95 интервал $[b - \Delta b; b + \Delta b]$ накрывает истинное значение коэффициента регрессии β .

Вычисления по выражению (6) дали следующие значения доверительных интервалов:

$$\Delta b_0 = \pm 0,33; \Delta b_1 = \pm 0,21; \Delta b_{ij} = \pm 0,28; \Delta b_{ii} = \pm 0,21,$$

откуда видно, что коэффициенты $b_3 = -0,15$ и $b_{23} = -0,05$ незначимы.

Следовательно, искомое уравнение регрессии имеет вид:

$$\bar{H}(\mathbf{u}) = 6,37 + 1,61u_1 - 1,3u_2 - 0,64u_3 - 0,6u_1u_2 + 0,23u_2^2 - 1,0u_3^2, \quad (7)$$

где факторы поименованы в соответствии с таблицей 2.

Из соотношения (7) следует, что рост глубины провара в данной области факторного пространства возможен только с ростом тока пучка (u_1), уменьшением скорости сварки (u_2) и тока фокусировки (u_3), т.к. центр области соответствует максимуму провара (см. рис. 2).

По уравнению (7) можно рассчитать оценку глубины провара по модели (столбец \bar{H}) и величину квадрата невязки $(H - \bar{H})^2$ для каждого опыта, что позволяет определить дисперсию адекватности модели, которая характеризует точность аппроксимации моделью экспериментальных значений глубины:

$$S_R^2\{H\} = \frac{S_R}{f_R}, \quad (8)$$

где S_R – остаточная сумма квадратов (невязок); f_R – число степеней свободы дисперсии адекватности. Расчеты дают $S_R^2\{H\} = 0,29$ при $f_R = 10$.

Теперь, имеется возможность с помощью критерия Фишера (F -распределение плотности вероятностей) проверить гипотезу об адекватности полученной регрессионной модели. Для этого значение величины F для нашего случая (F -соотношение) должно быть меньше критического $F_{0,05}$, которое определяется по таблицам как квантиль F -распределения при уровне значимости 0,05 и соответствующих значениях степеней свободы f_R и f_H сравниваемых дисперсий:

$$F = \frac{S_R^2\{H\}}{\sigma^2\{H\}} < F_{0,05}. \quad (9)$$

Таблица 2 – Матрица центрального композиционного рототабельного униформ-планирования

п/п	u_0	u_1	u_2	u_3	u_1^2	u_2^2	u_3^2	$u_1 u_2$	$u_1 u_3$	$u_2 u_3$	H , мм	\bar{H} , мм	B , мм	k_F	\bar{k}_F	E , НЛМ	\bar{E} , НЛМ
1.	+1	-1	-1	-1	1	1	1	+1	+1	+1	5,2	5,06	3,5	1,5	1,48	14	15,3
2.	+	+1	-1	-1	1	1	1	-1	-1	+1	9,2	9,78	4,1	2,2	2,43	22	23
3.	+1	-1	+1	-1	1	1	1	-1	+1	-1	3,4	3,66	2,7	1,2	1,21	17	17,8
4.	+1	+1	+1	-1	1	1	1	+1	-1	-1	6,6	5,98	3,0	2,2	1,96	24	23
5.	+1	-1	-1	+1	1	1	1	+1	-1	-1	3,2	4,1	3,4	0,9	1,18	16	19,2
6.	+1	+1	-1	+1	1	1	1	-1	+1	-1	8,2	8,2	5,0	1,6	1,63	30	31,4
7.	+1	-1	+	+	1	1	1	-1	-1	+1	3,0	2,7	3,1	1,0	1,01	12	13,3
8.	+1	+1	+1	+1	1	1	1	+1	+1	+1	4,0	4,4	3,9	1,0	1,26	22	22,9
9.	+1	$-\alpha$	0	0	α^2	0	0	0	0	0	3,6	3,7	2,6	1,4	1,34	13	10,1
10.	+1	$+\alpha$	0	0	α^2	0	0	0	0	0	8,8	8,7	3,6	2,4	2,35	25	24,7
11.	+1	0	$-\alpha$	0	0	α^2	0	0	0	0	9,9	9,2	4,5	2,3	2,112	26	22,8
12.	+1	0	$+\alpha$	0	0	α^2	0	0	0	0	4,6	4,8	3,0	1,5	1,57	18	17,7
13.	+1	0	0	$-\alpha$	0	0	α^2	0	0	0	4,6	4,7	3,8	1,2	1,34	23	22,7
14.	+1	0	0	$+\alpha$	0	0	α^2	0	0	0	3,0	2,96	4,3	0,7	0,57	29	26
15.	+1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	6,2	6,37	3,3	1,9	1,9	21	20,26
16.	+1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	6,1	6,37	3,5	1,7	1,9	23	20,26
17.	+1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	6,6	6,37	3,3	2,0	1,9	19	20,26
18.	+1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	6,5	6,37	3,2	2,0	1,9	19	20,26
19.	+1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	6,7	6,37	3,5	1,9	1,9	21	20,26
20.	+1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	6,0	6,37	3,3	1,8	1,9	20	20,26

В соответствии со сказанным имеем: $F=2,9 < 5,1 = F_{0,05}$.

Математическая модель глубины провара в виде полинома второй степени (7) с доверительной вероятностью 0,95 адекватно описывает эксперимент в выбранной почти стационарной области факторов.

Действуя аналогично в случае других откликов, получим следующие адекватные эксперименту регрессионные уравнения:

$$\bar{K}(\mathbf{u}) = 1,9 + 0,3u_1 - 0,16u_2 - 0,25u_3 - 0,125u_1u_3 - 0,34u_3^2; \quad (10)$$

$$\bar{E}(\mathbf{u}) = 20,36 + 4,33u_1 - 1,5u_2 + 0,96u_3 + 1,12u_1u_3 - 2,12u_2u_3 - 1,0u_1^2 + 1,45u_3^2, \quad (11)$$

которым соответствуют следующие дисперсии воспроизводимости эксперимента: $S_R^2\{k_\phi\} = 0,007$ и $S_R^2\{E\} = 2,36$.

Заключение

1. Процесс ЭЛС является плохо организованной диффузной системой, в которой невозможно четко выделить отдельные явления различной физической природы. Результаты сварки, в частности глубина провара, подвержены случайному разбросу с нормальным распределением плотности вероятностей. Количественное описание поведения такой системы глобальной моделью на основе изучения механизма всех явлений весьма проблематично: модели громоздки, содержат априори неизвестные величины и не обладают достаточной точностью в конкретных случаях сварки.

В этих условиях, для целей контроля и управления процессом лучший результат дают локальные регрессионные модели, полученные на основе методов многомерной математической статистики. Получение такой модели для параметров формы провара показало, что существенно значимыми являются параметры режима, которые ранжируются в следующей последовательности: ток магнитной линзы, ускоряющее напряжение, ток пучка и скорость сварки.

2. Особенностью моделирования формы провара в пространстве параметров режима, является нелинейность поверхности отклика, наличие локального экстремума по току магнитной линзы и взаимозависимость последнего с током пучка, а модели процесса содержат эффекты взаимодействия факторов и их квадраты.

Описание параметров формы линейными моделями возможно только вдали от экстремального значения тока магнитной линзы при интервалах варьирования факторов, не превышающих 2% для тока магнитной линзы; 20% для ускоряющего напряжения и 30% для тока пучка и скорости сварки.

3. Использование последовательного композиционного рототабельного равномер-планирования 2-го порядка позволило убедиться, что почти стационарная область поверхности отклика для параметров формы провара адекватно описывается полным квадратным уравнением, содержащим эффекты взаимодействия основных параметров режима. При этом в качестве нулевого уровня тока магнитной линзы следует использовать его экстремальное значение, соответствующее максимуму глубины и коэффициента формы провара, однозначно определить которое возможно по минимуму яркости свечения парогазового факела над сварочной ванной.

4. Наличие нелинейной зависимости параметров формы провара при ЭЛС от параметров режима и условий проведения процесса предполагает возможность оптимизации технологии сварки, например методом движения по градиенту в пространстве параметров режима. Это позволяет достигать существенно лучших эксплуатационных характеристик сварных швов, выполненных на одном и том же оборудовании, что особенно важно для атомной энергетики, где существуют ограничения на величину используемого ускоряющего напряжения.

Литература

1. Giedt W.H. Prediction of electron beam depth of penetration / W.H. Giedt, L.N. Talerico // *Weld. J.* – 1988. – No 12. – P. 299–305.
2. Hashimoto T., Matsuda I. An Equation for Calculating Optimum Welding Conditions in Electron Beam Welding / T. Hashimoto, I. Matsuda // *Trans. Nat. Res. Inst. for Metals.* –1967. –Vol. 9, № 1. –P. 36–39.
3. Патон Б.Е. Математическое моделирование сварочных процессов для создания систем прогнозирования качества соединения и оптимального управления / Б.Е. Патон, Н.В. Подола, В.Г. Квачев // *Автомат. сварка.* –1971. – № 7. –С. 1–5.
4. Горский В.Г. Планирование промышленных экспериментов (модели динамики) / В.Г. Горский, Ю.П. Адлер, А.М. Талалай. – М., 1978. –112 с.
5. Налимов В.В. Статистические методы планирования экстремальных экспериментов / В.В. Налимов, Н.А. Чернова. – М.: Машиностроение, 1981. – 340 с.
6. Федоров В.В. Теория оптимального эксперимента. – М.: «Наука», 1971. – 312 с.
7. Адлер Ю.П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю.П. Адлер, Е.В. Маркова, Ю.В. Грановский. – М.: «Наука», 1976. – 279 с.
8. Горский В.Г., Адлер Ю.П. Планирование промышленных экспериментов (модели статики) / В.Г. Горский, Ю.П. Адлер – М.: Металлургия, 1974. –264 с.
9. Зенков Хр. О зависимости глубины проплавления от режима электронно-лучевой сварки / Хр. Зенков, Г. Младенов // *Международ. конф. по электронно-луч. технол. (Варна, 1985).* – Варна, 1985. – С. 248–252.
10. Жаринов В.И. Кинетика образования сварного соединения при электроннолучевой сварке // *V Всесоюзная конференция по электроннолучевой сварке (Киев, 1977).* – Киев, 1977. – С. 56–58.
11. Виноградов В.А. Система стабилизации фокусировки луча при электроннолучевой сварке / В.А. Виноградов, А.И. Павловский // *Сварочное производство.* – 1983. – № 9. – С. 27–29.
12. Ластовирия В.Н. Моделирование формы провара в пространстве параметров режима при электронно-лучевой сварке // *Вопросы атомной науки и техники. Сварка в ядерной технологии.* – 1983. – Вып. 2(11). – С. 15–18.

Математическое и численное моделирование теплового процесса сварки разнородных металлов совмещенными источниками

Мелюков В.В.¹, Чупраков П.Г.²

¹ директор ООО «Вятский аттестационный центр», г. Киров, РФ,
e-mail: rus_melykov@mail.ru

² доцент кафедры прикладной математики и информатики ФГБОУ ВО «Вятский государственный университет», г.Киров, РФ, e-mail: pg_chuprakov@vyatsu.ru

Аннотация. Проблема сварки разнородных металлов возникла в восьмидесятые годы девятнадцатого столетия и остается не решенной и по настоящее время. В данном докладе рассмотрена математическая модель для численного моделирования теплового процесса сварки разнородных металлов двумя источниками энергии, действие которых совмещено в зоне стыкового соединения пластин из разнородных материалов. В стыковом соединении пластин использована модель граничных условий четвертого рода. Решение поставленной задачи теплопроводности сводится к решению линейного интеграционного уравнения Фредгольма первого рода. Решение линейного интеграционного уравнения Фредгольма в свою очередь сведено к решению системы линейных алгебраических уравнений. В соответствие с результатами численного решения представлены графики распределения температуры в зоне сварного соединения.

Ключевые слова: разнородные металлы, математическая модель, тепловой процесс сварки.

Abstract. In the eighties of the nineteenth century there was a problem of welding dissimilar metals. The problem is not decided at this moment. In this report the mathematical model for simulation of the welding heat process of dissimilar metals by two energy sources is considered. These two sources are located in zone of welded joint of dissimilar plates. The condition of the fourth kind is used in mathematical model. Solution of the heat conductivity problem is transformed to solution of Fredholm linear integral equation of the first kind. This integral equation is transported to solution of system of linear algebraic equations. The curves of temperature distributions is presented as a result of numerical simulation.

Keywords: dissimilar metals, mathematical model, welding heat process.

Введение

Проблема сварки разнородных металлов была поставлена на заре развития сварочного производства Н.Г. Славяновым в восьмидесятые годы девятнадцатого столетия и успешно реализована им при изготовлении многогранного стакана, наплавленного из разных металлов. Но проблема сварки разнородных металлов остается нерешенной и по сей

день из-за трудностей, возникающих при формировании сварного соединения. Эти трудности обусловлены различием температуры плавления, теплопроводности, теплоемкости, а также из-за разности коэффициентов линейного расширения [1].

Свариваемость разнородных металлов определяется их металлургической совместимостью, то есть взаимной растворимостью в твердом и жидком состоянии и склонностью к образованию интерметаллидов – хрупких химических соединений [2, 3]. Взаимная растворимость разнородных металлов определяется подобием кристаллических решеток и разницей в атомных радиусах растворителя и растворяемого элементов.

Для исследования пределов растворимости строится диаграмма в виде двух эллипсов, в пределах которых находятся металлы, склонные к образованию неограниченных и ограниченных твердых растворов [4].

Способы сварки разнородных металлов

В настоящее время наиболее распространенными способами сварки разнородных металлов является способы сварки в твердом состоянии и способы сварки плавлением.

При сварке в твердом состоянии соединение металлов происходит на поверхности твердого тела и основными параметрами процесса сварки является давление и длительность воздействия этого давления. В зоне соединения металлов давлением отсутствует жидкая фаза и это снижает вероятность образования в зоне сварки хрупких химических соединений – интерметаллидов.

К сварке в твердом состоянии относится холодная сварка [5], сварка взрывом [6,7], диффузионная сварка [8, 9], ультразвуковая [10], сварка трением [11] и ряд других способов. К недостаткам сварки в твердом состоянии (давлением) относится ограничение, связанные с формой и размерами свариваемых деталей. В этом случае для сварки разнородных металлов удобнее применить сварку плавлением.

При сварке плавлением разнородных металлов применяют все основные способы дуговой сварки, а также сварку излучением лазера и пучком электронов.

Взаимодействие разнородных металлов в сварном соединении при сварке плавлением определяется характером перемешивания связываемых металлов в жидкой сварочной ванне, диффузионными процессами и соотношением долей металлов в жидкой фазе. При сварке плавлением необходимо применять такие режимы сварочного источника, при которых проходит минимальное расплавление металла, остающегося в твердой фазе, и незначительный переход его элементов в наплавленный

металл. Эти процессы можно регулировать тепловложением при воздействии сварочного источника на кромки связываемых разнородных металлов в сварном соединении. Необходимо получать наиболее однородный состав жидкого металла сварочной ванне, с незначительной долей перемешивания свариваемых металлов.

Для управления процессом тепловложения и временем нагрева каждой свариваемой кромки свариваемых металлов предполагается использовать два совмещенных сварочных источника [12, 13]. В этом случае можно отдельно управлять мощностью и временем воздействия каждого источника и получать более качественное сварное соединение. Так в [13] источники совмещены во время воздействия на каждую из пластин разнородных металлов и соответственно не являются совмещенными в пространстве. Пятно нагрева каждого полосового источника, наклоненного к стыку над углами α_1 и α_2 , изображено в виде отрезков OB и $O'A$ (рис.1).

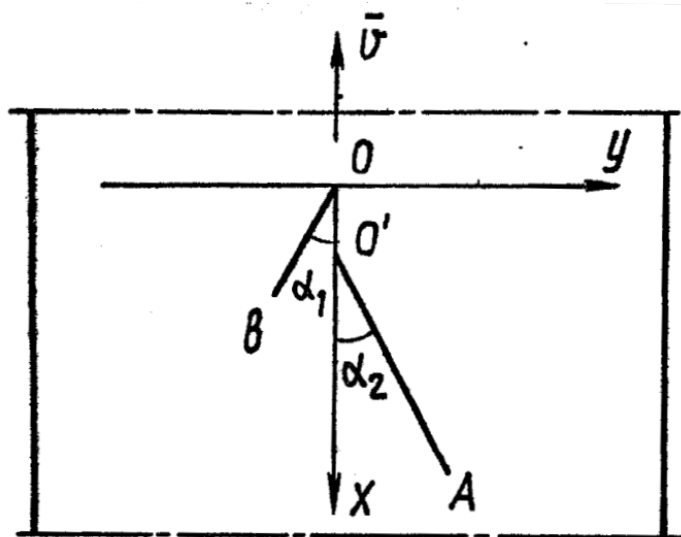


Рисунок 1 – Схема расположения источников OB и $O'A$ на поверхности изделия

В данной работе сформулирована задача и предложена математическая модель сварки разнородных металлов двумя, совмещенными во времени, сварочными источниками, с целью расчета теплового процесса и определения режима воздействия в зоне стыкового соединения совмещенных во времени двух сварочных источников.

Математическая модель сварки пластин из разнородных сталей

Используем схему быстродвижущегося источника [14] и сведем задачу теплопроводности к одномерной, то есть будем учитывать распределение тепла только в поперечном сечении стыкового соединения

пластин – вдоль оси y по схеме соединения двух стержней в точке O (рис. 2).

Уравнения теплопроводности в каждом из стержней:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{q_m}{c_v}, y \in (0, l) \quad (1)$$

$$\frac{\partial T_1}{\partial t} = a_1 \frac{\partial^2 T_1}{\partial y^2} + \frac{q'_m}{c_{v1}}, y \in (-l, 0) \quad (2)$$

где $T(y, t)$, $T_1(y, t)$ – функции распределения температуры вдоль стержней, a , a_1 – коэффициенты температуропроводности стержней, $q_m(y, t)$, $q'_m(y, t)$ – заданные функции плотности мощности источников энергии, c_v , c_{v1} – объемные теплоемкости стержней.

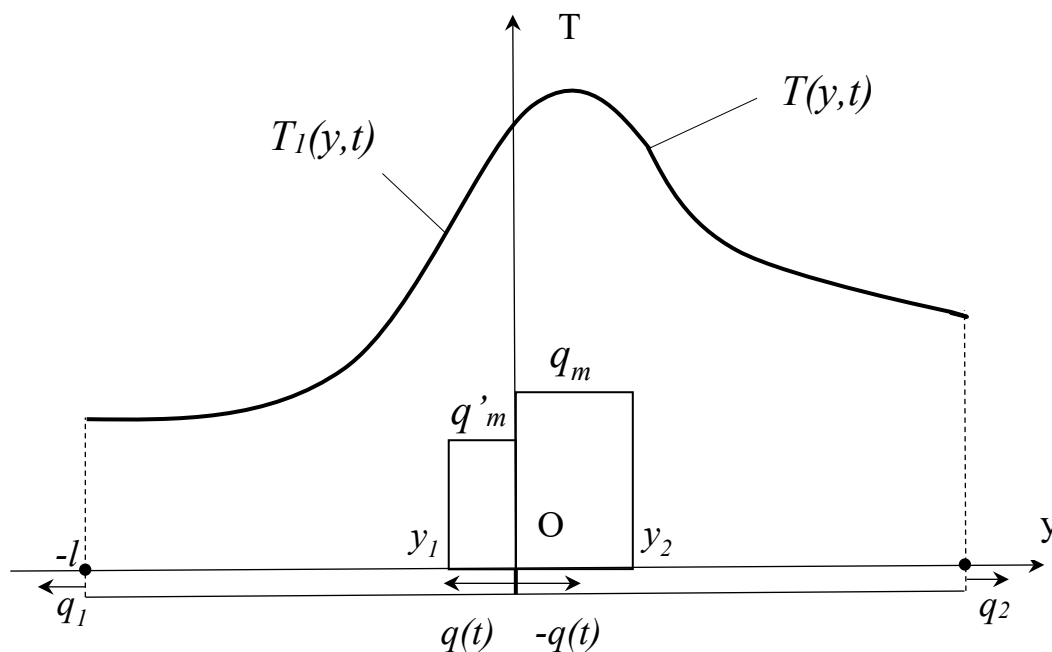


Рисунок 2 – Схема двух разнородных стержней с источниками энергии $q_m(t)$, $q'_m(t)$ действующими в сварном соединении

Краевые условия системы разнородных стержней:

$$T(y, 0) = \varphi(y), T_1(y, 0) = \varphi_1(y) \quad (3)$$

$$\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{y=0} = -\lambda_1 \left(\frac{\partial T_1}{\partial y} \right)_{y=0} = q(t) \quad (4)$$

$$-\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{y=1} = q_2(t), \quad \lambda_1 \left(\frac{\partial T_1}{\partial y} \right)_{y=-1} = q_1(t) \quad (5)$$

где $\varphi(y), \varphi_1(y)$ – начальная температура каждого стержня, λ, λ_1 – коэффициенты теплопроводности стержней $q_1(t), q_2(t)$ – тепловые потоки на границах стержней, $q(t)$ – функция теплового потока в стыке стержней.

Решение задачи теплопроводности системы разнородных материалов сводится к определению функции теплового потока $q(t)$ в сечении контакта разнородных стержней. Для определения функции $q(t)$ применяем условие непрерывной кривой распределения температур в точке стыка стержней, то есть применяем условие равенства температур в точке $y = 0$:

$$T(0, t) = T_1(0, t) \quad (6)$$

Решение уравнений (1), (2) получим, используя конечное косинус-преобразование Фурье [15]. Решения этих уравнений в общем виде принимает следующие выражения:

$$T(y, t) = \frac{2}{1} \sum_{n=0}^{\infty} \beta_n T_n(\varphi, q, (t), q_2, q_m) \cos \mu_n y,$$

$$T_1(y, t) = \frac{2}{1} \sum_{n=0}^{\infty} \beta_n T_{1n}(\varphi_1, q, (t), q_1, q'_m) \cos \mu_n y. \quad (7)$$

В выражениях (7) решений уравнений (1), (2) неизвестной является одна и та же функция теплового потока $q(t)$ на стыке сварного соединения разнородных металлов. Для определения этой функции $q(t)$ составим новое уравнение, используя условие (6) равенства температур в точке стыка при $y = 0$.

Выполняя необходимые преобразования получаем линейное интегральное уравнение Фредгольма первого рода:

$$\int_0^{t_1} \sum_{n=0}^{\infty} \beta_n K_n(t, \tau) q(\tau) d\tau = \sum_{n=0}^{\infty} \beta_n Q_n(t), \quad (8)$$

где $\sum_{n=0}^{\infty} \beta_n K_n(t, \tau)$ – ядро интегрального уравнения в виде известной экспоненциальной функции из решений (7), t_1 – время воздействия заданных сварочных источников q_m, q'_m . В выражении правой части уравнения (8) функция $Q_n(t)$ является также известной:

$$Q_n(t) = Q_n(\varphi, \varphi_1, q_1(t), q_2(t), q_m(t), q'_m(t)). \quad (9)$$

Коэффициент β_n определяется выражением:

$$\beta_n = \begin{cases} 1/2 & \text{при } n = 0 \\ 1 & \text{при } n \neq 0 \end{cases}.$$

Эффективными методами решения интегральных уравнений являются приближенные методы. Для решения интегральных уравнений можно применить методы замены интеграла, входящего в уравнение, конечной суммой используя для этого те или иные квадратурные формулы [16].

Применим для решения уравнений (8) обобщенную формулу Симпсона и запишем систему алгебраических уравнений:

$$\sum_{j=1}^{k+1} A_j K_{ij} q_j = Q_i, i = 1, 2, \dots, k + 1, \quad (10)$$

где k – четное число, A_j – коэффициенты формулы Симпсона. Ядро и правая часть уравнения (8) в системе уравнений (10) принимает вид

$$K_{ij} = \sum_{n=0}^p \beta_n K_n(t_i, \tau_j),$$

$$Q_i = \sum_{n=0}^p Q_n K_n(t_i),$$

где p – заданное конечное число членов ряда Фурье, абсциссы t_i, τ_j принадлежат отрезку $[0, t_1]$:

$$t_i = i \cdot \Delta t, \tau_j = j \cdot \Delta t, \Delta t = t_1/k$$

Решая линейную систему алгебраических уравнений (10), находим q_i ($i = 1, 2, \dots, k + 1$) – приближенное решение интегрального уравнения (8).

Заключение

1. Разработана математическая модель теплового процесса сварки разнородных материалов совмещенными источниками с учетом граничных условий IV рода в стыке.

2. Определение функции теплового потока в сварном стыке сведено к решению линейного интегрального уравнения Фредгольма.

3. Разработана программа численного моделирования в решении сварки и расчета температур.

Литература

1. Сварка разнородных металлов и сплавов / В.Р. Рябов, Д.М. Рябкин, Р.С. Курочкин и др. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с.
2. Технология и оборудование сварки плавлением / Г.Д. Никифоров, Г.В. Бобров, В.М. Никитин и др. М.: Машиностроение, 1978. – 327 с.
3. Рябкин Д.М., Рябов В.Р., Гуревич С.М. Сварка разнородных металлов. Киев: Техника, 1976. – 208 с.
4. Вейник В.А., Дьяченко В.В., Чуканов А.П. Электронно-лучевая сварка ниобиевого сплава с нержавеющей сталью через прослойку ванадия. Сварочное производство, 1973, № 5, с. 16–18.
5. Сахацкий Г.П. Технология сварки металлов в холодном состоянии. Киев: Наукова думка, 1979. – 296 с.
6. Дерибас А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск: Наука, 1972. – 188 с.
7. Сварка взрывом и свойства сталениобиевых соединений с прослойкой ванадия / Н.Н. Казак, Е.П. Покатаев, В.С. Седых и др. – Сварочное производство, 1981, № 4, с. 23–25.
8. Казаков Н.Ф. Диффузионная сварка материалов. М.: Машиностроение, 1976. – 312 с.
9. Конюшков Г.В., Копылов Ю.Н. Диффузионная сварка в электронике. М.: Энергия, 1974. – 68 с.
10. Красулин Ю.Л., Назаров Р.В. Микросварка давлением. М.: Металлургия, 1976. – 160 с.
11. Масленников А.В., Ерофеев В.А. Физико-математическая модель сварки трением с перемешиванием // Известия Тульского гос. ун-та. Технические науки. – 2013. – № 10. – С. 64–73.
12. Шутов Б.А., Ерохин А.А. Управление составом шва при электронно-лучевой сварке разнородных металлов. Сварочное производство, 1971, № 10, с. 10–12.
13. Патент № 1665615 Российская Федерация. Способ электронно-лучевой сварки разнородных металлов: опубл. 08.04.1993 / Мелюков В.В.; заявитель Кировский политехнический институт.
14. Рыкалин Н.Н. Расчет тепловых процессов при сварке. – М.: Машгиз, 1951. – 296 с.
15. Лыков А.В. Теория теплопроводности. – М.: Высшая школа, 1967. – 600 с.
16. Березин И.С., Жидков Н.П. Методы вычислений. Том второй. – М.: ГИФМЛ, 1959. – 620 с.

Способ повышения эмиссионных свойств катода из гексаборида лантана для электронно-лучевой сварки

Коржов К.Н.¹, Паршуков Л.И.¹, Соколова Ю.В.¹, Анисков В.Б.¹

¹ Акционерное общество «Научно-производственное объединение им. С.А. Лавочкина» (АО «НПО Лавочкина»), Московская область, г. Химки, Россия

ParshukovLI@laspace.ru

Аннотация. Для обеспечения эмиссии электронов при электронно-лучевой сварке в вакууме применяют катоды косвенного подогрева из гексаборида лантана (LaB₆). Они имеют низкую работу выхода электронов, что определяет более низкую рабочую температуру катода, а также более высокие значения эмиссионной плотности тока, чем для прямонакального катода. Применение термокатодов данного типа существенно упрощает и удешевляет оборудование для ЭЛС. При применении данного способа повышаются эмиссионные свойства катода из гексаборида лантана для электронно-лучевой сварки. Техническим результатом предлагаемого способа является повышение тока эмиссии катодов из гексаборида лантана, как новых, так и ранее использованных, до уровня не менее 400 мА, а также сокращение продолжительности обработки катодов в вакууме перед их эксплуатацией с нескольких часов до нескольких минут.

Ключевые слова: эмиссионные свойства, катод из гексаборида лантана, электронно-лучевая сварка, термокатод.

Abstract. To ensure the emission of electrons during electron beam welding in vacuum, cathodes of indirect heating from lanthanum hexaboride (LaB₆) are used. They have a low work function of electrons, which determines a lower operating temperature of the cathode, as well as higher values of the emission current density than for a directly heated cathode. The use of hot cathodes of this type significantly simplifies and reduces the cost of equipment for EBW. When using this method, the emission properties of the cathode of lanthanum hexaboride for electron beam welding are increased. The technical result of the proposed method is to increase the emission current of lanthanum hexaboride cathodes, both new and previously used, to a level of at least 400 mA, as well as to reduce the duration of cathode treatment in vacuum before their operation from several hours to several minutes.

Keywords: emission properties, lanthanum hexaboride cathode, electron beam welding, hot cathode.

Введение

Для обеспечения эмиссии электронов при электронно-лучевой сварке в вакууме применяют катоды косвенного подогрева из гексаборида лантана (LaB₆). Они имеют низкую работу выхода электронов, что определяет более низкую рабочую температуру катода, а также более высокие значения эмиссионной плотности тока, чем для прямонакального

катода. Применение термокатодов данного типа существенно упрощает и удешевляет оборудование для ЭЛС.

Промышленность выпускает катоды из гексаборида лантана из моно- и поликристаллов в виде дисков толщиной 1,5 мм с диаметрами 3,0 мм, 4,7 мм и 6,0 мм. В процессе работы катод из гексаборида лантана перед сваркой предварительно подогревают бомбардировкой электронами до рабочей температуры, равной 1820 К [1].

Однако данная обработка не может в полной мере восстановить эмиссионные свойства из-за недостаточной для протекания структурных превращений в катоду и удаления вредных примесей температуры.

Методика исследования

Теоретическое исследование температурного состояния материала при локальном тепловом воздействии выполнено в рамках структурно-аналитической теории прочности [1]. Эксперименты проводились на катод $\text{Ø}6,0 \times 1,5$ мм из гексаборида лантана. Термообработку катодов осуществляли на электронно-лучевой установке. Измерение температуры обрабатываемой поверхности катода проводились узкоспектральным пирометром RAYNGER 3i 1ML2U (Raytek) с длиной волны 1 мкм. Исследования макроструктуры велись с помощью металлографического микроскопа типа ММР-4.

Описание способа

Предлагаемый способ повышения эмиссионных свойств катода для электронно-лучевой сварки можно применять в качестве завершающей обработки при изготовлении монокристаллических и поликристаллических катодов как методом горячего прессования порошка гексаборида лантана, так и спеканием данного порошка в плазме искрового разряда (Spark Plasma Sintering). Особенно актуально применять предлагаемый способ в отношении поликристаллических катодов, для которых характерна нестабильность тока эмиссии, особенно в течение первых 4-6 часов эксплуатации катодов.

Предлагаемый способ также можно применять для обработки ранее использованных катодов, на которых в процессе сварочных работ образуется налет из продуктов горения свариваемого материала, ацетона и резиновых уплотнений, что приводит к отравлению катода и снижению его эмиссионных свойств [2].

Обработка катодов электронным лучом вместо бомбардировки электронами в рассеянном состоянии, использующейся в известных

способах, приводит к повышению их чистоты, в том числе эмитирующей поверхности, и, как следствие, к резкому снижению количества пробоев при сварке благодаря более высокой мощности и широким возможностями управления фокусировкой электронного луча. Эффект достигается благодаря выгоранию примесей и формированию на поверхности крупных кристаллов с высокими эмиссионными свойствами. С поверхности катодов, подвергнутых обработке электронным лучом, удаляются отравляющие примеси, на ней формируются ориентированные кристаллиты, в связи с чем увеличивается стабильность эмиссии. В результате отсутствует необходимость в длительном, в течение нескольких часов, прогреве катода перед началом сварочных работ. Предложенный способ обработки катода позволяет сократить продолжительность обработки катодов в вакууме с нескольких часов до нескольких минут.

В процессе обработки катоды подвергаются воздействию электронного луча из электронно-лучевой пушки в вакууме, который приводит к нагреву поверхности катода до температуры, составляющей около температуры плавления, и выдерживается при этой температуре в течение времени, необходимого для прогрева катода на всю его толщину.

Электронный луч при обработке целесообразно фокусировать в пятно, диаметр которого равен диаметрам катода.

Также вместо этого для формирования более равномерной структуры слоя гексаборида лантана эмитирующую поверхность катода можно обрабатывать посредством сканирования электронным лучом.

При сканировании центр сфокусированного электронного луча перемещается по поверхности катода с высокой скоростью, полностью описывая эмитирующую площадь катода. Благодаря сканированию максимум мощности, находящийся на оси луча, проходит по каждой точке поверхности катода и обеспечивает более равномерное ее оплавление. При этом диаметр электронного луча при сканировании должен составлять диаметра самого катода. Частота при сканировании поверхности электронным лучом должна быть более 100 Гц. Снижение частоты сканирования приводит к тепловому удару и разрушению катода при попадании луча на боковую границу.

В результате обработки электронным лучом поверхности катоды происходит рост зерен в объеме катода. Особенно интенсивный рост зерен происходит со стороны облучаемой поверхности. Ориентация зерен на облученной поверхности соответствует ориентации решетки с минимальной работой выхода электрона, что приводит к повышению эмиссионных свойств катода. Дополнительным эффектом применения обработки катодов из гексаборида лантана электронным лучом в вакууме является испарение летучих примесей. Это уменьшает число пробоев при

эксплуатации катода и сокращает время подготовки пушки перед сваркой с 1-2 часов до нескольких минут.

Выводы

Режимы обработки катода электронным лучом, приведенные в примерах, приводили к нагреву поверхности катода до температуры плавления. Измерение температуры обрабатываемой поверхности катода проведены узкоспектральным пирометром RAYNGER 3i 1ML2U (Raytek) с длиной волны 1 мкм через иллюминатор электронно-лучевой установки.

Как показали экспериментальные данные, предлагаемый способ обеспечивает повышение тока эмиссии катодов из гексаборида лантана, как новых, так и ранее использованных, до уровня не менее 400 мА.

Литература

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. Л.: Наука, 1992. – 400 с.
2. Кайдалов А.А. Электронно-лучевая сварка и смежные технологии. Киев: Екотехнологія, 2004. С. 61.

Стабилизация траектории стыка при ЭЛС*

Румянцев Е.Н.¹

¹ Научно-исследовательский университет «Московский энергетический институт» (НИУ «МЭИ»), Москва, Россия

Аннотация. Рассмотрена задача стабилизации траектории стыка на основе использования оценки текущего положения стыка, формируемой на основе использования вторичного электронного тока в плазме.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка; электронный пучок; вторичные явления; стык; парогазовый кратер; термоэлектронная эмиссия; вторичный электронный ток в плазме.

Abstract. The problem of the joint trajectory stabilization based on the use of an estimate of the joint current position formed on the basis of the use of secondary electron current in plasma is considered.

Keywords: electron beam welding; electron beam; secondary phenomena; joint; vapor-gas crater; thermionic emission; secondary electron current in plasma.

Введение

Место и роль государства в современном мировом сообществе определяется уровнем промышленного производства, развитие которого невозможно без широкого использования высоких технологий, к которым относится ЭЛС.

Внедрение технологий ЭЛС, помимо использования иных ее преимуществ, должно обеспечивать получение качественных сварных соединений на основе исключения формирования дефектов вида несплавления кромок и непроваров в корне шва [5].

Однако ЭЛС – это сложный и многомерный пространственно-временной процесс, для которого, помимо прочих особенностей, характерно наличие динамической нестабильности положения стыка относительно оси парогазового кратера [1, 2].

Нестабильности положения и случайный характер возмущений, присутствующих в сварочном контуре, при прочих равных условиях, не

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания № FSWF-2023-0016 (Соглашение № 075-03-2023-383 от 18 января 2023 г.) в сфере научной деятельности на 2023–2025 гг.

позволяют в случае ЭЛС однородных изделий, обеспечить полное совпадение расчетных и текущих (реальных) значений параметров траектории стыка, а в случае ЭЛС деталей из разнородных материалов, «поддерживать» выбранную величину сдвига максимума плотности электронного пучка относительно стыка, что снижает стабильность степени проплавления сварных кромок.

Необходимым условием стабилизации положения стыка является получение оценки его текущего положения на основе использования, сопутствующих процессу ЭЛС, вторичных явлений.

Следует особо отметить наличие общемировой тенденции к ограничениям в доступе к передовым промышленным технологиям, на что указывают малое количество, а по отдельным вопросам – практически полное отсутствие публикаций, затрагивающих вопросы исследований и практического использования технологий ЭЛС.

Постановка задачи

Задача получения оценки текущего положения стыка может быть сведена к выбору вторичного явления, для которого между параметрами электрического сигнала, получаемого в ходе преобразования выбранного явления и положением стыка существует корреляционная зависимость [14, 7]. В этом случае, осуществляется формирование оценки положения стыка на основе использования полученного сигнала в качестве информационного.

Для процесса ЭЛС характерно наличие термоэлектронной эмиссии с поверхности сварочной ванны. Следует отметить, что изменение положения стыка относительно сварочной ванны (смещение стыка) приводит к нарушению симметрии тепловых потоков, отводимых в свариваемые кромки, что изменяет теплосодержание расплавленного металла кромок. А это 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]. Плотность тока насыщения термоэмиссии j и температура T поверхности ванны связаны уравнением Ричардсона-Дэшмана. Так при ЭЛС сплава АМгб, изменение температуры поверхности ванны на 2% ведет к изменению плотности тока термоэмиссии более чем на 170% [3, 4, 5, 6, 7, 14].

Для процесса ЭЛС характерно также и наличие низкотемпературной плазмы над поверхностью [8] сварочной ванны. Плазма, являясь потенциальной ловушкой для медленных электронов, покидающих зону сварки, обеспечивает прохождение значительного тока, направленного к коллектору (датчику) заряженных частиц при установке его над ванной.

Изменения плотности тока Δj , вследствие смещения стыка, приведут к появлению в составе вторичного электронного тока в плазме составляющей тока термоэмиссии, связанной функциональной зависимостью с текущим положением стыка. Ее наличие, на основе осуществления инструментального анализа вторичного тока в плазме, обеспечивает различие ситуаций наличия и отсутствия изменения положения стыка (ванны), ($\varepsilon \neq 0$ и $\varepsilon = 0$), что необходимо для получения оценки текущего положения стыка (сварочной ванны).

Однако процессы образования сварочной ванны и формирования парогазового кратера оказывают негативное влияние на динамические, статистические и усредненные параметры электрических сигналов вторичных явлений [2–4]. А это фактически означает, что полезный (информационный) и помеховый сигналы имеют сходные со своей структурой статистические характеристики и придание им, например путем модуляции, отличительных признаков не представляется возможным. Следовательно, синтез копии ожидаемого сигнала также не представляется возможным.

Методика исследований

Вторичный электронный ток в плазме регистрировали на основе датчиков положения стыка в виде вертикальной линейной решетки отдельных коллекторов электронов, расположенных по обоим сторонам стыка (рис. 1).

На коллекторы датчика подавали положительный потенциал 40–80 В.

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 50–200 кГц и справедливо допущение о наличии у сигналов свойств эргодичности и стационарности [6, 12, 13, 14]:

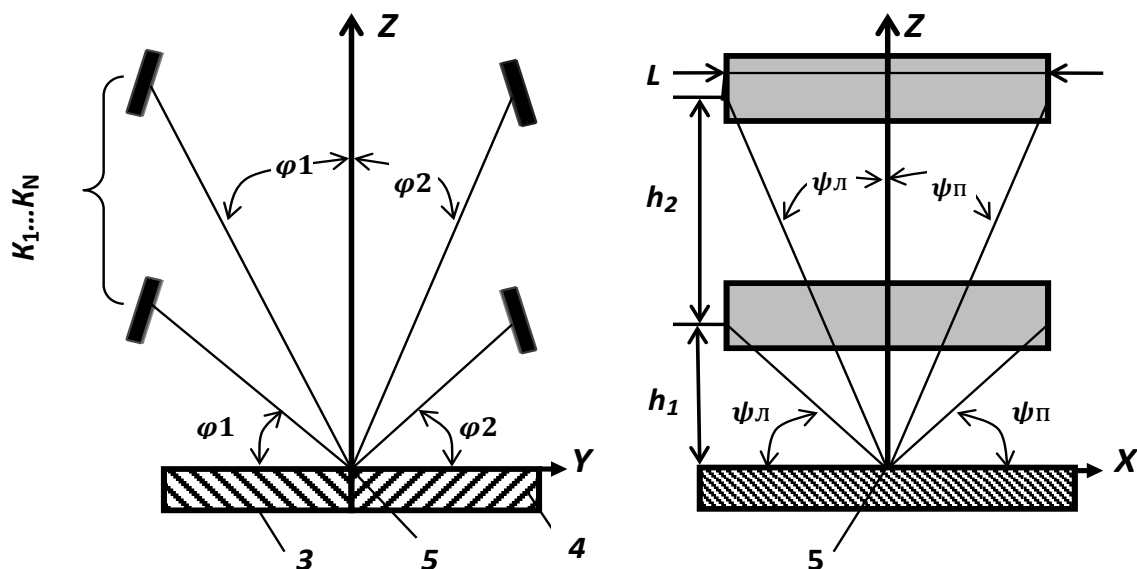


Рисунок 1 – Расположение коллекторов электронов относительно стыка:
 $K_1 \dots K_n$ – коллектор электронов; h_1 – высота подъема коллектора относительно поверхности; h_2 – расстояние между коллекторами; L – длина одиночного коллектора; 3, 4 – свариваемые детали; 5 – стык; углы $\varphi_1 - \varphi_2$ и $\varphi_L - \varphi_P$ – определяют «зоны видимости» коллекторов на поверхностях деталей

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

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 – положение стыка относительно оси сварочного пучка, мм; $\Phi_{\text{п}}$ – положение фокальной плоскости.

Обработку сигналов, с точки зрения получения максимального различия сигнала $U(\tau)$ между ситуациями $\varepsilon \neq 0$ и $\varepsilon = 0$, проводили с использованием оценки дисперсии амплитудной выборки сигнала $D[U(\tau)]$. Дисперсия является мерой разброса или рассеяния множества данных и измеряет "чистую" вариацию переменной, слабо зависящую от объема выборки.

Изменение положения стыка (ванны) оценивалось на основе использования аналога функции автокорреляции $K(D)$ по дисперсии амплитудной выборки сигнала и выполнения условий (3) и (4)

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

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.

$$K(D) \gg 1 \quad \varepsilon \neq 0, \quad (3)$$

$$K(D) = 1 \quad \varepsilon = 0. \quad (4)$$

Для случая ЭЛС деталей из разнородных материалов выбор модели сигнала $U(\tau)$ аналогичен рассмотренному:

$$U(\tau)_{\Phi=\text{const}} = [U_{k_1}(\tau) \cdot \cos\varphi] + [U_{k_2}(\tau) \cdot \cos\varphi] \quad (5)$$

где $\cos\varphi$ – угол, отсчитываемый оси пучка по нормали к поверхности; k_1, k_2 – свариваемые материалы.

С целью получения оценки величины сдвига максимум плотности пучка и оценки фактического положения ванны использованы разность и отношение дисперсии амплитудной выборки электрического сигнала $U(\tau)$ вторичного электронного тока в плазме

$$D_{k_1}[U(\tau)] - D_{k_2}[U(\tau)] = \beta, \quad (6)$$

$$D_{k_1}[U(\tau)] / D_{k_2}[U(\tau)] = \gamma, \quad (7)$$

где β и γ – заранее выбранные уровни (пороги).

Реализация методики

Функциональная схема устройства стабилизации представлена на рисунке 2.

Для случая ЭЛС разнородных материалов.

В начальный период ЭЛС под воздействием управляющего сигнала $U_{\text{упр.}}$, 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} с выхода датчика 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.

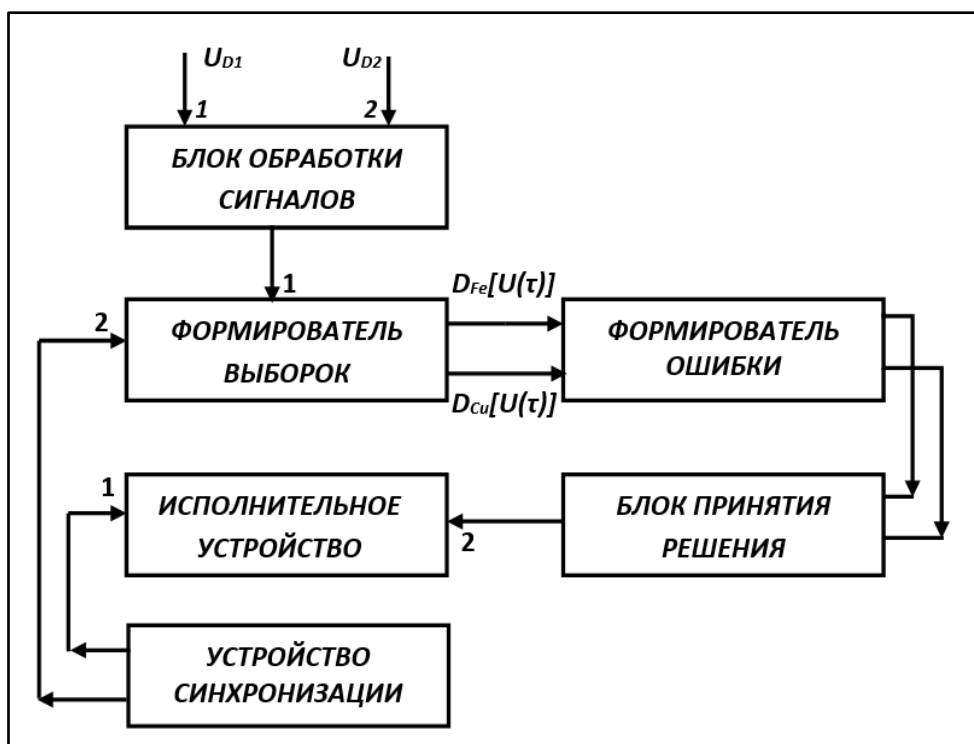


Рисунок 2 – Функциональная схема устройства стабилизации

Частота дискретизации, объем выборок и временной интервал между ними определяются командными сигналами, поступающими с выхода *Устройства синхронизации*. Далее осуществляются операции в соответствии с условием (6) или (7) и с выхода устройства *Формирователь ошибки* сигналы поступают на вход *Блока принятия решения*. При принятии решения о том, что разность или отношение дисперсии сигналов соответствует установленному порогу (6) или (7) 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 (6) или (7) не прерываются и после окончания перемещения пучка. В случае их нарушения в *Блоке принятия решения* формируется управляющий сигнал, который поступает на вход 2 *Исполнительного устройства* и

перемещение максимума плотности сварочного пучка продолжается до момента выполнения (6) или (7).

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 (стыка) относительно первоначально найденного положения.

Для случая ЭЛС однородных материалов.

Осуществляются операции в соответствии с условием (2) и с выхода устройства *Формирователь ошибки* сигналы поступают на вход *Блока принятия решения*. При принятии решения о том, что отношение дисперсии сигналов соответствует установленному порогу (3) или (4) сигнал $U_{упр.}$ отключается. А это фактически означает устранение смещения стыка.

Обработка сигналов U_{D1} и U_{D2} , формирование оценок их дисперсий, а также операции в соответствии с условием (2) и (3) не прерываются в ходе ЭЛС. В случае их нарушения в *Блоке принятия решения* формируется управляющий сигнал, который поступает на вход 2 *Исполнительного устройства*.

Таким образом, рассматриваемое устройство обеспечивает выявление и устранение смещения стыка в ходе ЭЛС, то есть осуществляет стабилизацию положения ванны (стыка).

На рисунке 3 представлен характер изменения сигнала управления (сигнала ошибки) при изменении положения стыка.

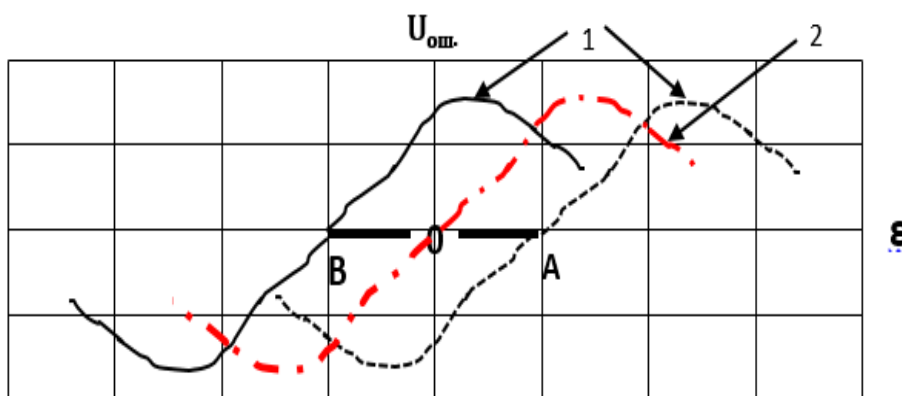


Рисунок 3 – Характер изменения сигнала управления (сигнала ошибки) при изменении положения стыка: $U_{упр.}$ – сигнал управления в относительных единицах; ε – изменение положения (смещение) стыка в относительных единицах; 1 – для случая ЭЛС разнородных материалов; 2 – для случая ЭЛС однородных материалов; 0 –В и 0 –А – сдвиг максимума плотности пучка

Заключение

1. В связи с тем, что 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. Стабилизация положения ванны достигается путем поддержания постоянства разности дисперсий сигналов вторичного тока, синхронно регистрируемых по обеим сторонам стыка в ходе ЭЛС.

3. Дисперсия амплитудной выборки сигнала вторичного электронного тока в плазме является параметром, наиболее чувствительным к изменениям положения (смещению) 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.

Литература

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

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

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

4. 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.

5. Николаев Г.А. Сварные конструкции. Расчет и проектирование. Расчет и проектирование [Текст] / Г.А. Николаев, В.А. Винокуров // Под ред. Г.А. Николаева. – М. Высшая школа, 1990. – 445 с.

6. 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.

7. Пискунов А.Л. Обзор результатов использования вторичноэмиссионных сигналов для контроля и управления процессом формирования шва при электронно-лучевой сварке [Текст] / 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.

8. 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.

9. Румянцев Е.Н. Стабилизация положения сварочной ванны относительно стыка при электронно-лучевой сварке [Текст] / 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.

Электронно-лучевая сварка и смежные технологии, г. Ижевск, 13-16.11.2023

10. Горянинов В.Т. Статистическая радиотехника: Примеры и задачи. Учебное пособие для вузов [Текст] / В.Т. Горянинов, А.Г. Журавлев, В.И. Тихонов // Москва: Сов. радио, 1984. – 320 с.
11. Акимов П.С. Обнаружение радиосигналов. [Текст] / П.С. Акимов, Ф.Ф. Евстратов и др. – Москва: Радио и связь, 1989. – 288 с.
12. Кобзарь А.И. Прикладная математическая статистика. Для инженеров и научных работников [Текст] / А.И. Кобзарь // М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 816 с.
13. Дружинина А.А. Новый метод контроля положения стыка на рабочем токе при электронно-лучевой сварке // Дружинина А.А., Лаптенко В.Д., Мурыгин А.В., Петренко В.Е. // [Текст] 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.

Измерение размера профиля электронного пучка для электронно-лучевой сварки

Семенов Ю.И.¹, Алякринский О. Н.¹, Девятайкина Т.А.^{1,2},
Косачев М.Ю.¹

¹Институт ядерной физики СО РАН им. Г. И. Будкера, г. Новосибирск, Россия

²Новосибирский государственный университет, г. Новосибирск, Россия

Аннотация. При проведения электронно-лучевой сварки важное практическое значение имеет правильный подбор размера пятна электронного пучка на стыке свариваемых конструкций, расположение фокуса электронного пучка относительно границы «поверхность сварочного стыка – вакуум», а также распределение удельной мощности по поперечному сечению пучка [1].

Цель работы – представить способ измерения размера профиля тока электронного пучка для электронно-лучевой сварки методом быстрой развертки электронного пучка поперек параллельных узких щелей измерительной решетки и осциллографировании тока электронов, проходящих через узкую измерительную щель металлической пластины в цилиндр Фарадея. Представленный метод позволит находить положение фокуса сварочного электронного пучка, определять размер профиля электронного пучка в нужном месте траектории сварочного пучка, а также автоматизировать процесс измерения этих параметров сварочного электронного пучка. Данным методом проведено измерение профиля источника пучка электронов с энергией 90 кэВ в диапазоне от 1 мА до 80 мА.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, профиль электронного пучка, измерение профиля электронного пучка, измерительная решетка, метод быстрой развертки электронного пучка, глубина проплавления сварочного шва, временная диаграмма измерения

Abstract. Different parameters such as an electron beam size at the junction of welded details, location of the electron beam focus relatively the boundary of "welded surface – vacuum" and a power density distribution along the cross-section of the electron beam have large practical importance during the process of electron beam welding (EBW). The aim of the work is to present a method for measuring a size of the EBW electron beam current profile. Sweep of a fast electron beam across parallel narrow slits of the measuring grid is used. The electrons current passed through the slits into the Faraday cup is measured with oscilloscope. The presented method will make it possible to find the position of the focus of the EBW beam, determine the size of the electron beam profile at the desired location of the welding beam trajectory. Moreover, it will be allowed to automate the process of measuring these parameters of the EBW beam. The method was used to measure the profile of a source of an electron beam with an energy of 90 keV in the range from 1 mA to 80 mA.

Keywords: electron beam welding, electron beam profile, electron beam profile measurement, measuring grid, fast electron beam sweep method, weld penetration depth, measurement timing diagram

Введение

В процессе проведения электронно-лучевой сварки важное значение имеет правильный подбор размера пятна электронного пучка на стыке свариваемых конструкций, расположение фокуса электронного пучка относительно границы «поверхность свариваемого стыка – вакуум», а также распределение удельной мощности по поперечному сечению пучка [1].

Измерение размера профиля тока электронного пучка электронно-лучевой сварки по его поперечному сечению вносит существенную ясность в определение этих параметров.

Цель работы – представить способ измерения размера профиля тока электронного пучка электронно-лучевой сварки по его поперечному сечению методом быстрой развертки электронного пучка поперек параллельных узких щелей измерительной решетки и осциллографировании тока электронов, проходящих через узкую измерительную щель металлической пластины в цилиндр Фарадея. Представленный метод позволит находить положение фокуса сварочного электронного пучка, определять размер профиля электронного пучка в нужном месте траектории сварочного пучка, а также автоматизировать процесс измерения этих параметров сварочного электронного пучка.

Описание метода

Способ измерения размера профиля тока электронного пучка электронно-лучевой сварки по его поперечному сечению заключается в быстрой развертке электронного пучка поперек параллельных узких щелей измерительной решетки и осциллографировании тока электронов, проходящих через узкую измерительную щель металлической пластины в цилиндр Фарадея. Глубина проплавления сварочного шва при определенных допущениях описывается как [1]:

$$h = 2 \frac{UI}{dv} \left(\frac{1}{c\rho T_S + H_S} \right) \left[\frac{1}{1 + 1.2 \cdot \rho 10^{-6} \lambda \left(\frac{1}{dv} + \frac{1}{2a} \right)} \right], \quad (1)$$

где h – глубина проплавления, м; U – ускоряющее напряжение электронной пушки, В; I – ток пучка, А; d – диаметр фокусного пятна на детали, м; v – скорость сварки, м/с; c – удельная теплоемкость, Дж/(кг·К); ρ – плотность, кг/м³; T_S – разность температур плавления и температуры окружающей среды, К; λ – теплопроводность, Вт/(м·К); a – температуропроводность, м²/с; H_S – энтальпия плавления, Дж/м³.

Из выражения (1) следует, что для увеличения пределов величины измеряемого тока с минимальным повреждением поверхности измерительной решетки необходимо:

- иметь максимально быструю скорость развертки измеряемого пучка;
- изготовить измерительную решетку из тугоплавкого материала с высокой энтальпией плавления (в нашем случае из тантала);
- изготовить защитную решетку и защитный экран из материала с высокими теплоемкостью и теплопроводностью (в нашем случае из меди).

С учетом предыдущего опыта в работах [2], [3] и [4] датчик для измерения размера профиля пучка электронов для более высоких уровней тока был доработан (рис. 1). Над измерительной решеткой расположили защитный медный экран 3 таких же размеров, как у измерительной решетки, но с увеличенной шириной щелей 3 мм и толщиной 4 мм, которая принимает на себя основную тепловую нагрузку от импульса тока источника электронного пучка в период от начала импульса тока источника до начала развертки пучка и после прекращения развертки пучка до окончания импульса тока источника (рис. 2.).

Для измерения максимально высоких величин тока источника на датчик измерителя ставится второй более массивный дополнительный медный экран (2). У защитного экрана 5 такие же размеры, как у измерительной решетки, но с увеличенной шириной щелей. Экран электрически соединен с цилиндром Фарадея.

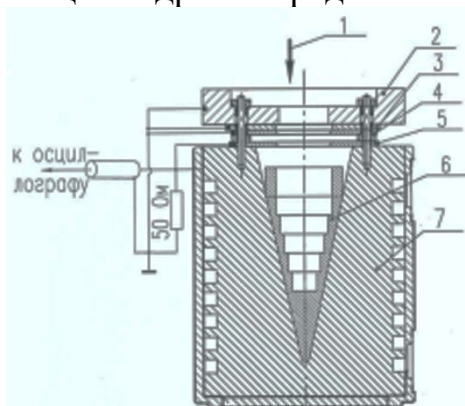


Рисунок 1 – Датчик измерителя и схема измерения:

- 1 – измеряемый электронный пучок, 2 – дополнительный защитный медный экран, 3 – защитный медный экран, 4 – измерительная решетка, 5 – экран для уменьшения количества вторичных электронов из цилиндра Фарадея и термоэмиссионных электронов с измерительной решетки, попадающих в цилиндр Фарадея, 6 – графитовая вставка, 7 – водо-охлаждаемый цилиндр Фарадея

Измерительная решетка 1 (рис. 3) имеет три параллельных равноотстоящих друг от друга щели 2, 4, 5:

- проходящая через плоскость симметрии 4 – измерительная;
- две боковые 2 и 5 – для определения линейной скорости развертки пучка по осциллограмме.



Рисунок 2 – Временная диаграмма измерения. Желтый трек – сигнал с цилиндра Фарадея, зеленый трек – импульс модуляции тока источника, малиновый – импульс модуляции тока сканирующей линзы

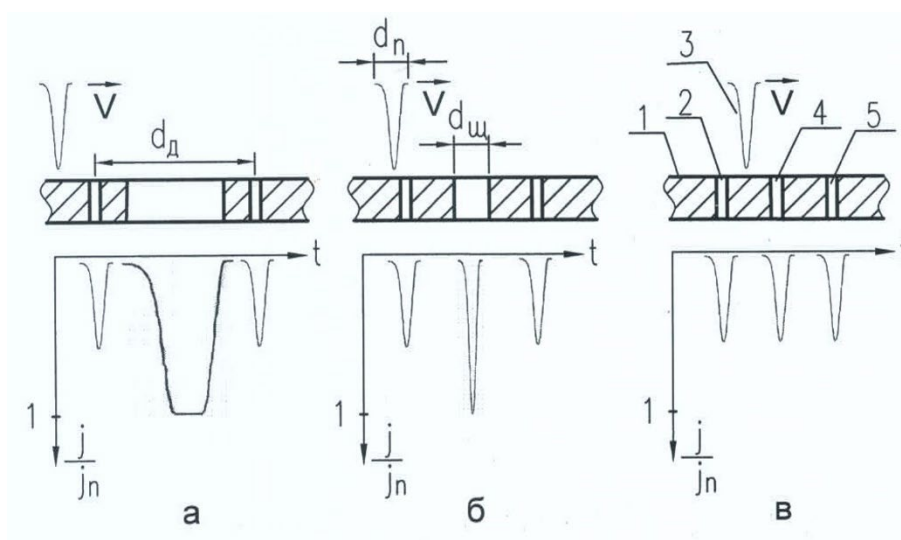


Рисунок 3 – Графики зависимости тока цилиндра Фарадея в относительных величинах от времени для различных соотношений ширины измерительной щели и диаметра профиля пучка по его основанию

Диаметр пучка на полувывсоте его профиля определяется как:

$$d = (d_b/T)t \quad (2)$$

где d – диаметр пучка на полувывсоте его профиля, мм; d_b – расстояние между плоскостями симметрии боковых щелей решетки, мм; T – время прохождения пучком расстояния d_b из осциллограммы, мс; t – время прохождения пучком ширины профиля пучка на его полувывсоте из осциллограммы, мс.

На рисунке 3, а, б, в представлены графики зависимости тока цилиндра Фарадея (в относительных величинах) от времени для различных соотношений ширины измерительной щели и диаметра профиля пучка по его основанию, когда:

- (рис. 3, а) – ширина измерительной щели d_s больше диаметра профиля пучка по его основанию d_p ;
- (рис. 3, б) – ширина измерительной щели d_s равна диаметру профиля пучка по его основанию d_p ;
- (рис. 3, в) – ширина измерительной щели d_s меньше диаметра профиля пучка по его основанию d_p .

Здесь \vec{V} – направление развертки пучка, j_m – ток цилиндра Фарадея, когда ширина измерительной щели d_s равно или больше диаметра профиля пучка по его основанию d_p , который оценивается как:

$$j_m = j_s - j_{see} - j_r - j_{teFc} + j_{temg} , \quad (3)$$

где j_s , j_{see} , j_r , и j_{teFc} – соответственно плотности токов источника, вторично эмиссионных электронов, отраженных электронов и термоэмиссионных электронов, вылетающих из цилиндра Фарадея через щели экрана 5 (рис 1, в) в сторону измерительной решетки 4, а j_{temg} – плотность тока термоэмиссионных электронов, вылетающих с измерительной решетки в сторону цилиндра Фарадея из-за ее нагрева при измерении тока источника высокой величины.

Из рисунка 3, в видно, когда ширина измерительной щели d_s меньше диаметра профиля пучка по его основанию d_p , отношение j/j_m меньше единицы. Это позволяет регулированием тока фокусирующей линзы подобрать максимальную величину отношения j/j_m , что будет соответствовать положению фокуса пучка в области измерительной решетки, и таким образом по осциллограмме зафиксировать распределение плотности тока и измерить ширину профиля в фокусе электронного пучка на его полувывсоте.

Такой способ позволяет автоматизировать процесс наведения фокуса пучка в необходимой месте в процессе электронно-лучевой сварки.

Обсуждение результатов

Измерение профиля пучка проводится сканированием электронного пучка поперек щелей датчика, состоящему из 3-х параллельно расположенных щелей. Ширина щели – 0.6 мм. Расстояние между щелями 6 мм, с точностью $\pm 0,1$ мм.

Предположив, что профиль пучка имеет нормальное распределение, можно записать ток, прошедший через щели в виде:

$$I(t) = I_b \cdot \sum_{n=0}^2 \int_{t \cdot v_{scan}}^{t \cdot v_{scan} + 0.6 \text{ мм}} \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot \sigma} \cdot \exp\left(-\frac{(x-x_0-n \cdot 6 \text{ мм})^2}{2\sigma^2}\right) dx, \quad (4)$$

где $I(t)$ – ток пучка, прошедший через щели, I_b – полный ток пучка, v_{scan} – скорость сканирования, n – число переключек между соседними щелями, x_0 – положение первой щели и σ – среднеквадратическое отклонение, связанное с размером пучка на полувысоте по формуле:

$$FWHM = 2\sigma\sqrt{2\ln 2}. \quad (5)$$

Параметры профиля пучка определяются с помощью аппроксимации функции (4) по точкам данных методом наименьших квадратов. Результат аппроксимации приведен на рисунке 4.

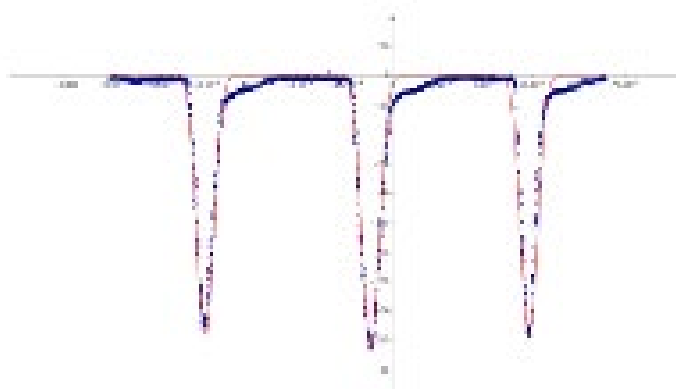


Рисунок 4 – Измеренные значения тока, прошедшего через щели, и его аппроксимация по формуле (4)

Видно, что экспериментальные точки имеют отклонение от кривой аппроксимации. Это связано с шумами и возможными погрешностями при определении ширины щелей. Для определения погрешности проводилась вариация размера пучка в аппроксимирующей функции, так

чтобы все точки оказались внутри или снаружи кривой. Погрешность определения размера пучка составила $\pm 10\%$.

Проведены тестовые измерения размеров электронного пучка с энергией электронов 90 кэВ в диапазоне токов электронного пучка от 2 мА до 80 мА, при этом погрешность определения размера пучка составляет около $\pm 10\%$.

Заключение

Представлено описание метода измерения размера профиля тока электронного пучка электронно-лучевой сварки. Измерение размера профиля электронного пучка были проведены в работах [2], [3] и [4], но величина измеряемого тока пучка не превышала 20 мА. Предлагаемый метод позволил провести измерение размера профиля электронного пучка вплоть до 80 мА тока пучка при энергии электронов 90 кэВ.

На результаты измерения влияют вторично эмиссионные электроны, отраженные электроны и термоэмиссионные электроны, вылетающие из цилиндра Фарадея через щели экрана цилиндра Фарадея в сторону измерительной решетки, а также термоэмиссионные электроны, вылетающие с измерительной решетки в сторону цилиндра Фарадея из-за ее нагрева при измерении тока источника высокой величины. Влияние термоэмиссионных электронов заметно при измерении профиля тока достаточно высокого значения и возрастает с дальнейшим увеличением измеряемого тока.

Для увеличения пределов величины измеряемого тока с минимальным повреждением поверхности измерительной решетки необходимо:

- иметь максимально быструю скорость развертки измеряемого пучка;
- изготовить измерительную решетку из тугоплавкого материала с высокой энтальпией плавления;
- изготовить защитную решетку и защитный экран из материала с высокими теплоемкостью и температуропроводностью (в нашем случае из меди).

Литература

1. Шиллер З. Электронно-лучевая технология / У. Гайзиг, З Панцер – Москва: Энергия, 1980. – 528 с.

2. Семенов Ю.И. / Макет 3D-принтера для изготовления металлических структур из тугоплавких металлов с помощью электронно-лучевых аддитивных технологий // Ю.И. Семенов, О.Н. Алякринский // Взаимодействие высококонцентрированных потоков энергии с материалами в перспективных технологиях и медицине: Доклады VI Всероссийской конф. (Новосибирск, 24–27 марта 2015 г.). – Новосибирск, 2015. – Т. 2. С. 76–79.

3. Алякринский О.Н. Прототип источника пучка электронов с лазерным подогревом катода. / О.Н. Алякринский, К.В. Губин // Научное приборостроение – 2018. Т. 28, №4. – С. 8–14. (Alyakrinsky O.N. Prototype of an electron beam source with laser heated cathode / Alyakrinsky O.N., Gubin K.V. // Scientific Instrumentation. – 2018. – Vol. 28. Is. 4. – P. 8-14).

4. Семенов Ю.И. Компактный источник электронного пучка для установок электронно-лучевой сварки с расположением электронной пушки и источника высоковольтного напряжения в едином моноблоке. Концепция и стендовые испытания прототипа моноблока / Ю.И. Семенов, Д.Ю. Болховитянов // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: техника и технологии. – 2022. – Т. 15. № 6. – С. 712–724 (Semenov Yu.I. Compact source of electron beam for facility of electron-beam welding with the location of the electron gun and the source of high voltage in a single monoblock. Concept and bench tests of the monoblock prototype / Yu.I. Semenov, D.Yu. Bolkhovityanov // Journal of the Siberian Federal University. Series: technique and technology. – 2022. – Vol. 15, Is. 6. – P. 712–724.

Моделирование режима ЭЛС для прогнозирования параметров сварного шва большой глубины

Ю.Н. Серегин¹, А.В. Мурыгин¹, С.О. Курашкин¹

¹Сибирский государственный университет науки и технологии имени академика М.Ф. Решетнева (Красноярск)

Аннотация. В работе приведены результаты математического моделирования технологических параметров при нагреве титанового сплава источниками энергии, эквивалентными электронному пучку при электронно-лучевой сварке. Анализ и оценка результатов моделирования проводилась с применением критериев оптимальности, предложенных авторами. В качестве инструмента для расчетов авторами применены функционалы, использующие математические модели нагрева металла комплексным источником тепла, состоящим из подвижных мгновенных точечного и линейного источников энергии. В работе приведены результаты расчетов для деталей из материалов ВТ-14 и АМГ-6 толщиной 10 см. По результатам моделирования предложено спрогнозировать такие параметры технологического процесса, как скорость сварки и рекомендованную энергию для выбора энергоустановки.

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

Abstract. The paper presents the results of mathematical modeling of technological parameters when heating a titanium alloy with energy sources equivalent to an electron beam during electron beam welding. The analysis and evaluation of the simulation results was carried out using the optimality criteria proposed by the authors. As a tool for calculations, the authors used functionals using mathematical models of metal heating by a complex heat source consisting of mobile instantaneous point and linear energy sources. The paper presents the results of calculations for parts made of materials VT-14 and AMG-6 with a thickness of 10 cm. Based on the simulation results, it is proposed to predict such parameters of the technological process as the welding speed and the recommended energy for choosing a power plant.

Keywords: Welding speed, focal length of the electron beam, standard deviation of the heating temperature.

Для создания неразъемных соединений зачастую на производстве используется электронно-лучевая сварка (ЭЛС). Существует проблема, заключающаяся в неизвестности оптимальных режимов сварки при ЭЛС в установившемся режиме при вводе новых деталей. Соединение деталей требует равномерности зоны нагрева стыка, так как при неравномерности его нагрева возникают дефекты сварных соединений. Требуемые параметры технологического процесса сварки обычно подбираются при

помощи натуральных экспериментов. Однако, проведения натуральных экспериментов является материально затратным и требует большого количества времени.

Для авторов наибольший интерес представляет технология, которая используется для широкой номенклатуры толщин соединяемых конструкций. В работах [1, 8] авторами предложены материалы по моделированию процесса электронно-лучевой сварки для титанового сплава ВТ-14 с целью нахождения оптимального режима для толщин до 1 мм. Полученный опыт моделирования привел авторов к идее исследования возможности применения электронно-лучевой сварки для значительно больших толщин свариваемых изделий. Таким образом была поставлена цель оценить возможности моделирования теплового процесса нагрева исследуемого материала концентрированным источником энергии в широком диапазоне толщины и применения результатов моделирования для практического использования на электронно-лучевом оборудовании.

Для вычисления параметров технологического режима электронно-лучевой сварки авторы применили функционал, в основе которого используются модели мгновенных движущихся точечного и линейного источников из теории теплового процесса [9]. Процесс нагрева металла при сварке является нестационарным, поэтому вычисление функционала выполняется при фиксированных значениях времени интегрирования (t) и нагреваемого объема материала (V):

$$J_1 = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (T_{ni} - \bar{T}_H)^2} \Big|_{\substack{t=const \\ V=const}}; \quad (1)$$

где $T_{ni} = \frac{T_{\Sigma i}}{T_{max}}$; $T_{max} = \max T_{\Sigma i}$. $T_{\Sigma i}$ – температура нагрева элементарного i -го объема материала под воздействием источников энергии. Выбор объема для расчета (1) проводился с учетом температуры, которой соответствовали физические характеристики исследуемого материала (для ВТ-14 $T = 600^\circ\text{C}$). В качестве исследуемого объема принят цилиндр с вытянутым поперечным сечением, форма которого соответствует плоскости воздействия мгновенного точечного источника (рисунок 1а). Время t в (1) соответствует времени достижения $T = 600^\circ\text{C}$ глубины нагрева. Этот-же параметр времени используется при интегрировании.

При исследовании границ объема (рисунок 1а) была выявлена закономерность в наличии экстремума минимальной продольной координаты (X_{min}) (рис. 1, б). Причем этот экстремум имеет место независимо от того, какие и сколько мгновенных источников энергии

задействовано при моделировании. Скорость нагрева, соответствующая координате экстремума X_{min} , принимаем в качестве скорости сварки.

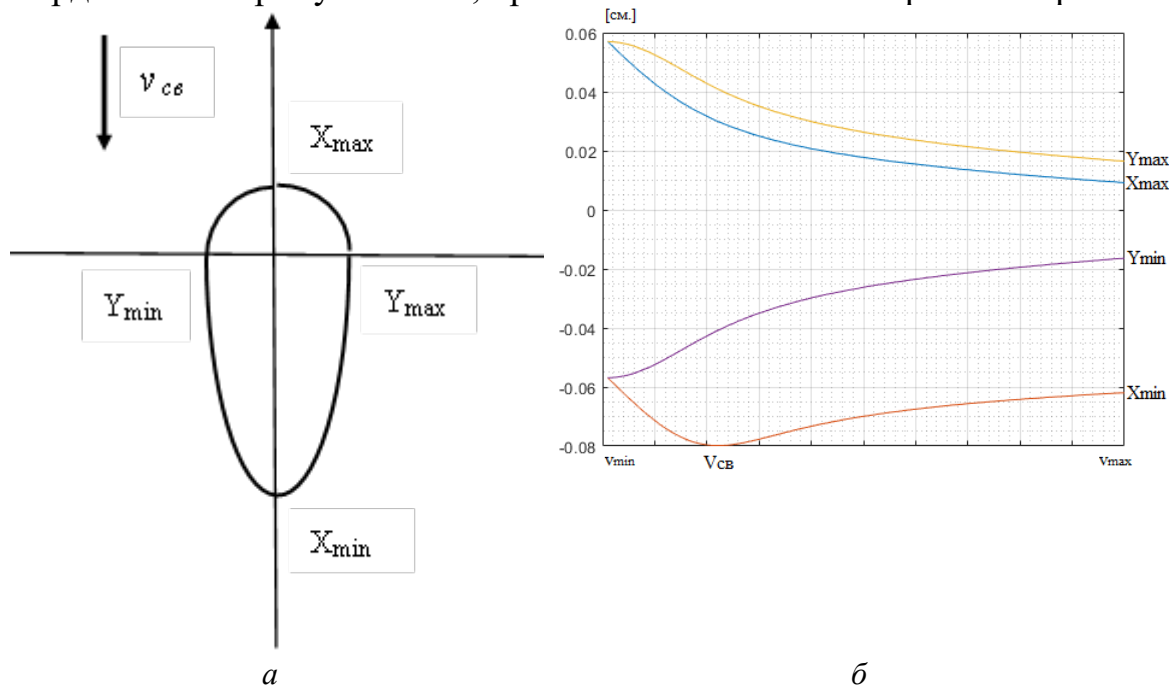


Рисунок 1 – Графическое пояснение по выбору зоны температуры и скорости сварки

В ходе моделирования тепловых процессов для различных материалов и толщин позволили авторам сформулировать следующий критерий оптимальности:

$$J_1 \rightarrow \min, \quad (2)$$

т.е. для вычисления оптимальных параметров технологического режима сварки необходимо, чтобы функционал (1) претерпевал экстремальный минимум. Для случая отсутствия минимума функционала при сравнении существующих режимов, наилучшим выбирается тот, значение функционала (1) у которого меньше.

В качестве примера на рисунке 2, а показано поведение функционала (1) при перемещении мгновенного точечного источника по вертикальной оси z для пластины ВТ-14 толщиной 0,1 см. В результате такого моделирования можно определить оптимальное положение фокусного пятна при сварке исследуемого материала.

Однако этот способ перестает работать для случая сварки больших глубин. На рисунке 2, б показано поведение функционала для материала ВТ-14 толщиной 10 см. Это связано прежде всего с тем, что для больших толщин влияние мгновенного точечного источника значительно меньше, чем мгновенного линейного источника. Исключить полностью точечный

источник не представляется возможным при моделировании, так как выбранная по рисунку 1б скорость сварки будет значительно меньше реально используемых для данных толщин скоростей.

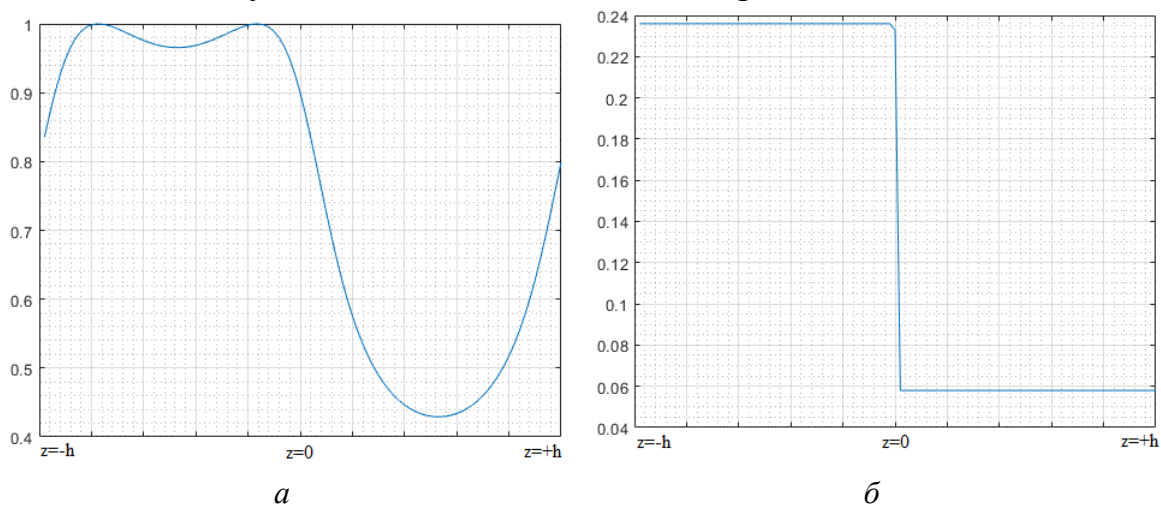


Рисунок 2 – Графики изменения функционала для толщин 0,1 см (а) и 10 см (б)

Часто во время моделирования тепловых процессов исследователи выбирают величину энергии точечного источника опираясь на экспериментальный материал с целью получения адекватной математической модели [10-13]. У авторов не было технической возможности получить опытные образцы сварных швов исследуемой толщины (ВТ-14 толщиной 10 см). Поэтому они пошли по пути создания прогнозируемой модели теплового процесса сварки больших глубин проплавления, позволяющих провести оценку возможностей сварки изделий на существующем оборудовании или выбор подходящей для этого энергоустановки.

Таким образом, разработанная модель работает в области неопределенности, т.е. предварительные параметры сварки не определены.

Поэтому для решения поставленной задачи авторами предлагается использовать следующий функционал:

$$J_2 = \left(\left(\frac{Q}{v} \right)_n - (Q \cdot t)_n \right)^2 \quad (3)$$

где $\left(\frac{Q}{v} \right)_n$ – нормированная погонная энергия; а $(Q \cdot t)_n$ – нормированная энергия, вводимая источником (1) за время достижения зоны термического влияния нижней поверхности нагреваемого материала.

Применение нормированных параметров требует задание интервалов варьирования энергии источников нагрева. Если имеются

экспериментальные данные, то интервалы варьирования энергии можно было бы задать в окрестности этих параметров. В случае неопределенности интервалы целесообразно определять поэтапно с уточнением размеров интервалов. В нашем примере интервалы выполнялись в два этапа, результаты приведены на рисунке 3. Сначала был установлен широкий интервал энергии (от 700 до 15 000 кал.). На полученных графиках определили относительно линейный участок (от 1300 до 11 200 кал.), для него повторили серию вычислений.

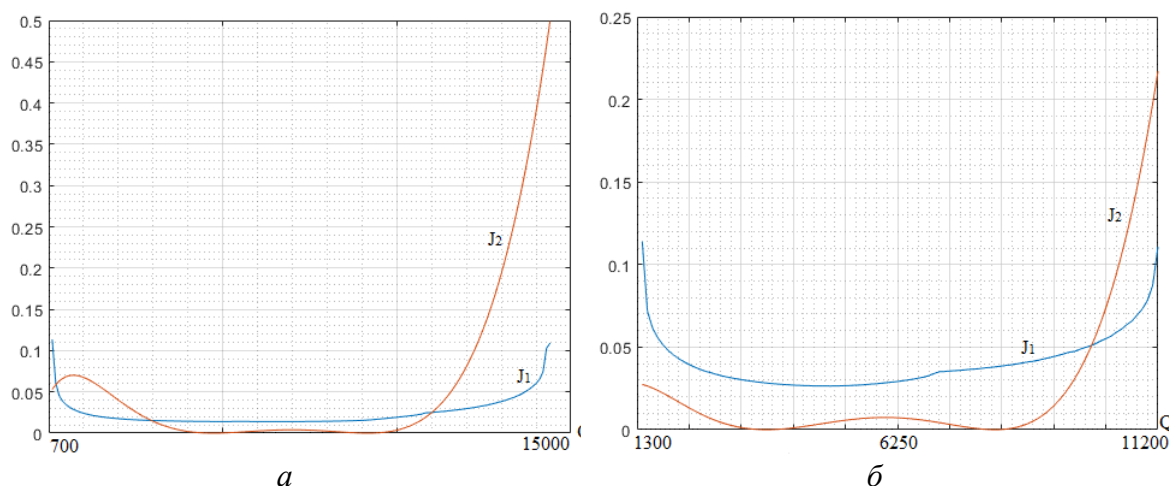


Рисунок 3 – Графики поведения функционалов от вводимой энергии для ВТ-14 толщиной 10 см для: поискового интервала (а) и уточненного интервала (б)

На уточненном графике более наглядно изображено поведение функционалов (1) и (3). По результатам моделирования тепловых процессов авторами предложен еще один критерий оптимальности:

$$J_2 \rightarrow \min \quad (4)$$

Согласно этому критерию, оптимальная энергия источника нагрева будет соответствовать минимуму функционала (3). Для случая, когда имеются несколько минимумов функционала (3), то оптимальными параметрами будут являться те, у которых совпадают экстремумы для функционала (1) и для функционала (3).

Эта теория была опробована и на материале АМГ-6. Графические результаты приведены на рисунке 4.

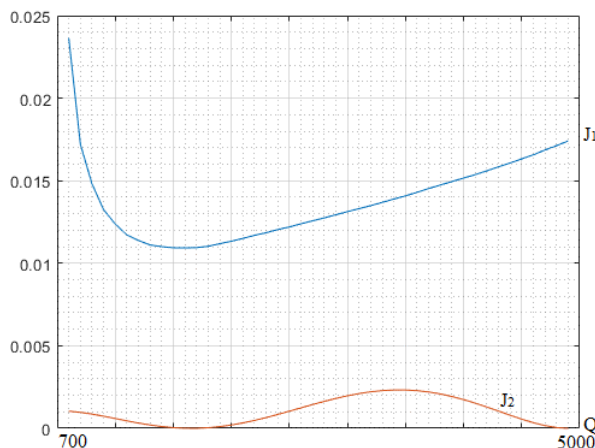


Рисунок 4 – Графики поведения функционалов от вводимой энергии для АМГ-6 толщиной 10 см

Предлагаемые авторами функционалы целесообразно использовать совместно, так-как бывают случаи (особенно при малых толщинах), когда функционал (3) на исследуемом участке имеет несколько минимумов, а по функционалу (1) минимума нет. В таком случае решение имеет тот экстремум (4), у которого значение функционала (1) наименьшее.

Совместное применение функционалов позволяет при моделировании объединить два физических свойства процесса нагрева материала: температурные характеристики зоны нагрева и эффективное энерговложение источников нагрева.

Заключение

Результаты научных исследований, проведенные авторами, позволяют теоретически определить такие возможные параметры технологии электронно-лучевой сварки, как скорость перемещения свариваемого материала и требуемая энергия источника нагрева для деталей с широким диапазоном свариваемых толщин. Применение электронно-лучевой технологии для изготовления конструкций существенно окажет влияние на качество сварных соединений за счет оптимального выбора указанных параметров сварки.

Литература

1. Серегин Ю.Н. Особенности моделирования распределения энергии электронного пучка для процесса электронно-лучевой сварки / Ю.Н. Серегин, А.В. Мурыгин, С.О. Курашкин. – Текст // Сибирский журнал науки и технологий. – 2020. – Т. 21. № 2. – С. 266–273.
2. Mathematical modelling of waveguide paths by electron-beam welding / S.O. Kurashkin, A.V. Murygin, Yu.N. Seregin, V.S. Tynchenko, A.V. Lavrishev // 3rd International Conference on Industry 4.0 and Smart Manufacturing, ISM 2021. – Procedia Computer Science, Elsevier. – 2022. – Т. 200. – P. 83-90.
3. Hardware Control of the Electron Beam Energy Density by the Heating Spot / S.O. Kurashkin, V.S. Tynchenko, Yu.N. Seregin, A.V. Murygin, A.N. Bocharov // Proceedings of Sixth International Congress

on Information and Communication Technology. – Lecture Notes in Networks and Systems. – Springer, Singapore, 2022. – P. 71–78.

4. Modeling the thermal process using the temperature functional by electron beam welding / S.O. Kurashkin, Yu.N. Seregin // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2020. – Т. 734, № 1. – P. 012003.

5. Mathematical functional for thermal distribution calculating during the electron-beam welding process / S.O. Kurashkin, Yu.N. Seregin, V.S. Tynchenko, V.E. Petrenko, A.V. Murygin // Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2020. – Т. 1515, № 5. – P. 052049.

6. Analytical characteristics of the electron beam distribution density over the heated spot for optimizing the electron-beam welding process / S.O. Kurashkin, V.D. Laptенок, A.V. Murygin, Yu.N. Seregin // IOP conference series: materials science and engineering. – IOP Publishing, 2019. – Т. 681, № 1. – С. 012021.

7. Свидетельство № 2021616858 Российская Федерация. Программа для моделирования плотности распределения электронного пучка с использованием различных разверток при электронно-лучевой сварке: № 2021615834: заявл. 19.04.2021, опублик. 28.04.2021 / Курашкин С.О., Тынченко В.С., Серегин Ю.Н., Мурыгин А.В. – 1 с.

8. Свидетельство № 2018664000 Российская Федерация. Программа определения скорости сварки для оптимального нагрева металла в области проплавления: № 2018661400: заявл. 19.10.2018: опублик. 08.11.2018 / Серегин Ю.Н., Курашкин С.О., Мурыгин А.В., Тынченко В.С. – 1 с.

9. 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. – 340 с.

10. Недосека А.Я. Распределение температуры при действии на поверхность пластины сосредоточенного источника тепла / А.Я. Недосека, Г.А. Санченко, Г.А. Ворона // Автоматическая сварка. – 1977. – № 6. – С. 1–4.

11. Недосека А.Я. Распределение температуры в пластинах с источником сварочного нагрева на различной глубине / А.Я. Недосека, О.И. Чернова // Автоматическая сварка. – 1977. – № 7. – С. 1–4.

12. Башенко В.В. Формирование зоны проплавления при электронно-лучевой сварке / В.В. Башенко, Г.Л. Петров // Автоматическая сварка. – 1977. – № 9. – С. 23–27.

13. Михайлов В.Г. Расчет тепловых процессов при электронно-лучевой сварке / В.Г. Михайлов, П.И. Петров // Автоматическая сварка. – 1988. – № 5. – С. 13–15.

Влияние поверхностного легирования с использованием концентрированных потоков энергии на трибологические свойства сталей

Чудина О.В.¹, Симонов Д.С.¹, Брингулис П.¹

¹ Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ)

Москва, Россия

Аннотация

Исследовали влияние поверхностного легирования с применением концентрированных потоков энергии на трибологические характеристики сталей с различным содержанием углерода. Установлено, что стали, легированные Cr, V, Mo, W, Nb и Al, быстро прирабатываются, имеют низкий коэффициент трения и достаточно длительную работу без повреждений. Минимальный износ и коэффициент трения наблюдается при легировании стальной поверхности вольфрамом и молибденом.

Ключевые слова: концентрированные потоки энергии, лазерное легирование, микроструктура, твердость, износостойкость, коэффициент трения.

Abstract

The influence of surface alloying using concentrated energy flows on tribological characteristics of steels with different carbon content has been studied. It was found that the steels alloyed with Cr, V, Mo, W, Nb and Al, quickly wear out, have a low coefficient of friction and sufficiently long operation without damage. Minimal wear and friction coefficient are observed when the steel surface is alloyed with tungsten and molybdenum.

Keywords: concentrated energy flows, laser alloying, microstructure, hardness, wear resistance, friction coefficient.

Введение

Одним из главных требований к материалу пары трения является его износостойкость применительно к заданным условиям эксплуатации. Важным условием высокой износостойкости деталей узлов трения являются высокие характеристики механических свойств материала. Так предел прочности определяет несущую способность детали, предел упругости и предел текучести характеризует предельное значение контактных напряжений, а характеристики пластичности влияют на механизм фрикционного взаимодействия. Большое значение имеет совместимость материалов сопрягаемых тел, что позволяет исключить

возможность схватывания поверхностей, поэтому материалы пары трения необходимо создавать так, чтобы они не образовывали при трении прочных адгезионных связей.

Понятие совместимости трущихся поверхностей, как способности трущихся пар приспособляться друг к другу, обеспечивая заданную долговечность, было введено Н.А. Буше в 70-х годах XX века [1]. В работе [2] им была проведена количественная оценка совместимости различных материалов, показано, что при хорошей совместимости материалов элементы трибосопряжений быстро прирабатываются, имеют низкий коэффициент трения, минимальную интенсивность изнашивания и достаточно длительную работу без повреждений.

Авторы работ [3] теоретически и [4] экспериментально показали, что повышение легированности материалов трибосистемы приводит к увеличению вероятности прохождения самоорганизации. Структурная самоорганизация стальных поверхностей трибосопряжений в присутствии легирующих элементов облегчена, так как сопровождается появлением вторичных структур, способствующих установлению равновесной микро- и наногометрии поверхности в зоне фрикционного контакта и реализации всех механизмов дислокационного упрочнения [5]. При легировании, как объемном, так и поверхностном, в каждом конкретном случае руководствуются требуемыми свойствами материалов, а также учитываются экономические факторы, такие как стоимость и дефицитность компонентов. Количество возможных комбинаций легирующих элементов практически безгранично, поэтому для обоснованного конструирования упрочненных слоев необходимо прогнозировать влияние на свойства той или иной добавки и обусловленной ею структуры [6]. Для ускорения самоорганизации пар трения, в которых образование вторичных структур затруднено, авторы работы [7] рекомендуют получать первичные структуры с высокостабильными свойствами, сохраняющимися в процессе эксплуатации, такие как карбиды, нитриды, бориды и оксиды металлов.

В работе [8] исследована эволюция поверхности в процессе изнашивания на макро-, мезо-, микро- и наноуровнях, показаны оптимальные типы структуры для различных условий трения. Среди них мартенсит и продукты его распада, литая дендритная структура, гетерогенная структура с пластичной основой и твердыми включениями и гетерофазная структура твердого раствора с мелкодисперсными вторичными фазами. В последних двух эффективно реализуется известный принцип Шарпи на микро- и наноуровнях соответственно. В таких структурах при трении мягкая пластичная структурная составляющая истирается, и основная нагрузка ложится на твердые

включения [5, 9]. Аналогичное строение имеют классические антифрикционные сплавы, такие как Б83, БрО10.

Анализ научной литературы позволяет наметить пути поиска оптимальных решений по созданию легко прирабатываемых и самоорганизующихся систем технологическими методами. Первое — это рациональное легирование поверхности с целью получения вторичных фаз оптимальной формы и состава и второе – обоснованный выбор технологического метода и его режимов, способного обеспечить получение гетерогенных структур на мезоуровне и гетерофазных структур на микро- и наноуровне.

Наиболее перспективными для создания гетерогенно-упрочненных поверхностей являются технологии с применением концентрированных потоков энергии (КПЭ), таких как электронно-лучевые, лазерные, плазменные, и др., преимуществом которых является возможность быстро, локально и строго дозированно подавать энергию на поверхность, не вызывая объемных деформаций изделия. Обработка в режиме оплавления открывает широкие возможности легирования поверхности различными элементами или их композициями. Высокие скорости нагрева и охлаждения позволяют формировать на поверхности неравновесные структуры с высоким уровнем упрочнения [10–14]. Изменяя технологические режимы обработки, можно регулировать скорость охлаждения, а следовательно, и структурообразование упрочненного слоя. Так, например, при лазерной обработке, когда скорость охлаждения более 10^6 К/с, формируется упрочненный слой с ультрамелкодисперсной квазинанокристаллической структурой, которая является промежуточной между микрокристаллической и аморфной и обладает высокой износостойкостью с низким (0,16...0,34) коэффициентом трения [15].

Имеются сведения о влиянии на трибологические свойства пары трения коэффициента заполнения поверхности упрочненными зонами и даже формы «пятна». Оптимальный коэффициент заполнения поверхности упрочненными зонами зависит от разницы в твердости между основой и упрочненными участками и составляет 0,3–0,6 для мало- и среднеуглеродистых сталей, увеличиваясь до 1,0 для высокоуглеродистых сталей [16]. При этом износостойкость стальной поверхности, упрочненной прямоугольным «пятном» на 23...34% выше по сравнению с упрочнением круглым «пятном» [17].

Анализ научной литературы по трибологии показывает, что основными триботехническими характеристиками материалов являются поверхностная твердость, износостойкость, антифрикционность, прирабатываемость, фрикционная теплостойкость и др., которые в значительной степени зависят от химического состава и структуры поверхностных слоев [18]. Поэтому целью работы является изучение

влияния легирующих элементов, внедренных в поверхность сталей с различным содержанием углерода при лазерном нагреве, на структуру, твердость, износостойкость и коэффициент трения.

Материалы и методы исследования

Исследования проводились на образцах из сталей 20 (0,2%С), У8 (0,8%С) и У10 (1,0%С) в нормализованном состоянии. В качестве модельного материала использовали армко-железо. Для легирования поверхности образцов использовали Cr, V, Mo, W, Nb и Al. Их наносили на поверхность в виде суспензии, состоящей из порошков легирующих элементов и связующего вещества. Легирование осуществляли путем оплавления поверхности металла совместно с предварительно нанесенной на них суспензией на лазерных установках, работающих как в импульсном режиме с энергией излучения до 24 Дж, так и в непрерывном режиме с мощностью 1 кВт при скорости перемещения луча от 2 до 30 мм/с.

Металлографические исследования микроструктуры упрочненных слоев проводили с использованием инвертированного микроскопа AXIOVERT-25CA. Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3. Микрорентгеноспектральный анализ и исследования микроструктуры при больших увеличениях проводили на сканирующем электронном микроскопе VEGA Tescan II с приставкой Inca X64. Характер распределения легирующих элементов в упрочненном слое определяли на сканирующем микрорентгеноспектральном анализаторе «Link-System», а фазовый состав – на установке ДРОН-3. Трибологические свойства исследовали на экспериментальной установке по схеме «ролик-колодка» в условиях сухого трения с определением стабилизированного коэффициента трения. Контртело изготовлено из стали 45 и закалено на твердость 50 HRC.

Результаты и их обсуждение

Исследования влияния технологических параметров лазерного легирования как в импульсном, так и в непрерывном режимах излучения, показали, что с точки зрения получения однородной структуры с равномерным распределением легирующих элементов по всей толщине модифицированного слоя, предпочтительной является обработка поверхности непрерывным лучом при перемещении его со скоростью от 10 мм/с до 20 мм/с. В таких условиях толщина слоя составляет 500...700 мкм, а микротвердость зависит от типа легирующей добавки и содержания углерода в матричном материале (рис. 1). Концентрация легирующего элемента в зоне плавления в основном определяется его

теплофизическими свойствами. В наших исследованиях максимальная концентрация Mo, W и Al не превышала 5...8%, а Cr, Nb и V – 15...17%. Фазовый состав и структура модифицированного слоя также зависят от типа легирующего элемента и от количества углерода в стальной матрице. Так, при введении хрома или ванадия в поверхность образцов из армко-железа или стали 20 формируется структура мелкозернистого легированного феррита с микротвердостью до 6000 МПа (рис. 2 и 3, а). При введении молибдена или вольфрама в структуре кроме легированного феррита появляются упрочняющие мелкодисперсные интерметаллидные фазы, типа Fe_7Mo_6 , Fe_7W_6 , FeMo или FeW, что повышает микротвердость армко-железа до 85000 МПа и 10000 МПа соответственно (рис. 3, б). В высокоуглеродистых сталях в условиях скоростного нагрева и охлаждения после кристаллизации в легированной зоне образуется структура, состоящая из легированного мартенсита с остаточным аустенитом, легированного цементита и карбидов легирующих элементов.

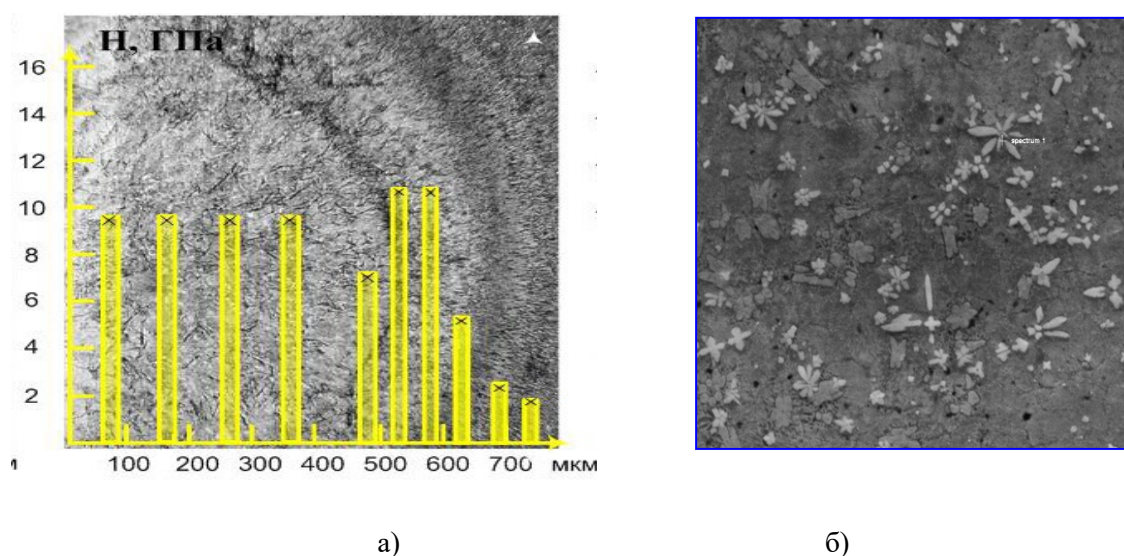


Рисунок 1 – Микроструктура стали У10, легированной ниобием при перемещении лазерного луча со скоростью 15мм/с: а) – распределение микротвердости по толщине слоя, x100, б) – распределение карбидов Nb в структуре модифицированного слоя, x1000

В таблицах 1 и 2 приведены результаты исследований влияния легирующих элементов на износостойкость сталей 20 и У10, поверхность которых была подвергнута лазерной обработке в непрерывном режиме оплавления со скоростью перемещения луча 15 мм/с. Видно, что наименьший износ образцов наблюдается после легирования их вольфрамом и молибденом. Это объясняется, с одной стороны, более высокой твердостью легированной поверхности, а с другой стороны, низким коэффициентом трения за счет образующихся в зоне

фрикционного контакта оксидов, играющих роль смазки в процессе трения.

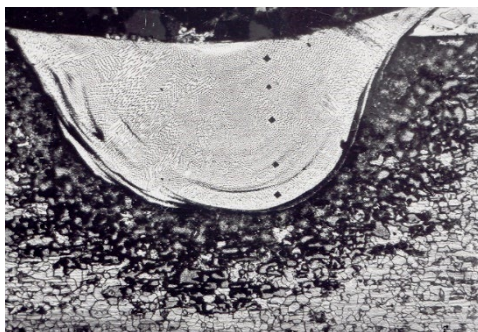
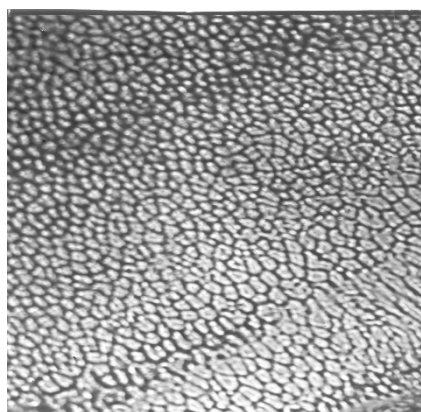


Рисунок 2 – Микроструктура стали 20, легированной хромом при перемещении лазерного луча со скоростью 15мм/с; x100



а)



б)

Рисунок 3 – Микроструктуры армко-железа, легированного ванадием (а) и молибденом (б) при перемещении лазерного луча со скоростью 15мм/с, x1000

Лазерное легирование всеми исследуемыми элементами уменьшает износ образцов по сравнению с нормализованной сталью в 2...5 раз в зависимости от типа легирующего элемента. Наибольший износ поверхности наблюдается на образцах, легированных алюминием, а наименьший – молибденом.

Для повышения трибологических свойств и ускорения приработки сопряжений пар трения из малоуглеродистых сталей перспективным является дополнительное проведение химико-термической обработки, в частности, азотирования. Нитриды легирующих элементов упрочняют структуру на микроуровне, они обладают высокостабильными свойствами, сохраняющимися в процессе эксплуатации, способствуют самоорганизации поверхностей.

Таблица 1 – Влияние легирующих элементов на трибологические свойства стали 20

Тип легирующего элемента	Микротвердость, МПа	Потеря массы, Δm , мг/км	Коэффициент трения
Без ЛЭ	2500	30	0,3
Al	4000	11	0,24
Cr	5800	10	0,23
V	5900	8	0,23
Mo	8500	6	0,18
W	9500	6	0,17

Нагрев такой структуры при трении в процессе эксплуатации приводит к диффузии азота из твердого раствора и выделению мелкодисперсных когерентных или некогерентных вторичных фаз по механизму старения. Зоны Гинье-Престона упрочняют структуру на наноуровне. Кроме значительного повышения твердости и прочности, такая структура подавляет склонность к схватыванию поверхностей, обеспечивает хорошую совместимость сопрягаемых тел, повышает все трибологические показатели пары трения.

Эффективность лазерного поверхностного легирования высокоуглеродистых сталей выше, чем у малоуглеродистых сталей (табл. 2), так как в структуре присутствуют мартенсит и продукты его распада, первичные и вторичные высокостабильные карбиды, обеспечивающие хорошую прирабатываемость поверхностей.

Таблица 2 – Влияние легирующих элементов на трибологические свойства стали У10

Тип легирующего элемента	Микротвердость, МПа	Потеря массы, Δm , мг/км	Коэффициент трения
Без ЛЭ	7890	15	-
Cr	8100	8	0,17
V	9500	6	0,16
Mo	10500	5	0,07
W	10500	4	0,06
Nb	9500	6	0,15

Для еще большего повышения показателей износостойкости высокоуглеродистых сталей, подвергнутых лазерному легированию, перспективным является создание гетерофазной структуры по типу Шарпи на мезоуровне. Степень заполнения поверхности упрочненными зонами оказывает большое влияние на процессы, протекающие в зоне фрикционного контакта. На этапе приработки наилучшие характеристики износостойкости достигаются при 50%-ном заполнении поверхности зонами легирования. Но и при 100%-ном заполнении, когда зоны

лазерного легирования перекрывают друг друга на 5–10 %, на втором участке кривой износа при так называемом окислительном изнашивании сопротивление износу выше, так как полностью притертая поверхность также представляет собой чередование упрочненных и неупрочненных зон вследствие снижения твердости в зонах перекрытия из-за повторного нагрева при лазерной обработке.

Заключение

Лазерное легирование всеми исследуемыми элементами уменьшает износ образцов по сравнению с лазерной термической обработкой в тех же режимах, но без легирующих добавок. Наибольший износ поверхности наблюдается на образцах, легированных алюминием, а наименьший – молибденом и вольфрамом. Трибологические свойства пары трения, такие как интенсивность изнашивания и коэффициент трения, способность быстро прирабатываться, сопротивляться схватыванию зависят от структурного состояния поверхности и прохождения в ней самоорганизации, которая в присутствии легирующих элементов облегчена, так как сопровождается появлением вторичных структур, способствующих установлению оптимальной микро- и наногеометрии поверхности в зоне фрикционного контакта.

Исследование выполнено при поддержке РФФ, Грант 22-29-0.

Литература

1. Буше Н.А. Совместимость трущихся поверхностей/ Н.А. Буше, В.В. Копытько. – М.: Наука, 1981. – 126 с.
2. Буше Н.А. Об исследованиях в области оценки совместимости трущихся пар/ Н.А. Буше // Проблемы трения и изнашивания. – 1971.- № 1.- С.17–21.
3. «SelfOrganization During Friction in Complex Surface Engineered Tribosystems» / G.S. FoxRabinovich [& oth.] // Entropy. – 2010. – 12. – P. 275–288.
4. Костецкий Б.И. Управление изнашиванием машин / Б.И. Костецкий – Киев: Об-во «Знание» УССР, 1984. – 20 с.
5. Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Л.И. Тушинский. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990. – 306 с.
6. Чудина О.В. Елецкий А.В. Терентьев Е.В. Расчет прогнозируемого упрочнения стальной поверхности при лазерной обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 14. № 4 (160). С. 168–174.
7. Гершман И.С., Перетягин П.Ю., Миронов А.Е., Гершман Е.И. Описание процессов трибосистем и разработка износостойких материалов с использованием неравновесной термодинамики и теории самоорганизации // Вестник ВНИИЖТ. – 2016. – Т. 75. – № 5. – С. 271–277.
8. Материаловедение в трибологии / Л.И. Тушинский [и др.] // Научный вестник НГТУ. – 2010. – № 2(39). – С. – 145–156.
9. Крагельский И.В. Трение и износ. Изд. 2-е перераб. и доп. / И.В. Крагельский. – М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.

10. Chudina O.V., Eletsii A.V., Terent'ev E.V., Bocharov G.S. Steel surface modification with carbon nanomaterials using concentrated energy flows. *Metal Science and Heat Treatment*. 2018. Т. 60. № 5–6. С. 367–372.
11. Балановский А.Е. Особенности структурообразования в сталях при плазменном упрочнении / А.Е. Балановский. – Иркутск: ИрГТУ, 2014. – 450 с.
12. Белый В.А., Калининко А.С., Девойно О.Г., Кукарко В.А. Инженерия поверхностей конструкционных материалов с использованием плазменных и пучковых технологий – Минск: Беларуская навука. – 2017. – 457 с.
13. Коротков В.А., Ананьев С.П., Шур В.Я., Шишкин Е.И. Наноструктурирование стали плазменной дугой // *Технология машиностроения*. – 2011. – № 4. – С. 1–5.
14. Кайдалов А.А. Электронно-лучевая закалка поверхности металлов / А.А. Кайдалов. – Сварщик. – 1999. – № 3. – С. 14–15.
15. Кондратьев С.Ю. Получение износостойкого квазинаноструктурного поверхностного слоя в сталях и цветных сплавах лазерной обработкой / С.Ю. Кондратьев, В.О. Попов // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2011. – № 2. – С. 22–28.
16. Влияние степени дискретной лазерной обработки на износостойкость сталей и сплавов / С.Д. Кузьмин [и др.] // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2016. – № 9. – С. 9–14.
17. Определение влияния режимов лазерного упрочнения на геометрические параметры зон закалки и их трибологические характеристики / В.П. Бирюков [и др.] // *Научные труды VI Международной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении»*. – М.: ИМАШ РАН. – 2019. – С. 55–57.
18. Браун Э.Д., Буше Н.А., Буяновский И.А. и др. Основы трибологии (трение, износ, смазка) / Под ред. А.В. Чичинадзе: Учебник для технических вузов. – М.: Центр «Наука и техника», 1995. – 778 с.

Раздел 2.

Технологии электронно-лучевой сварки и термообработки

УДК 621.9.048.7

Применение электронно-лучевой сварки в производстве вакуумных теплоизолированных труб

В Г Дураков¹

¹ ООО «НПФ Кубаньнефтемаш», 353302, Россия, Краснодарский край, Абинский район, п. Ахтырский, ул. Механизаторов, 1

Аннотация. Проводится анализ технологии производства теплоизолированных труб (термокейсов), используемых для добычи высоковязкой нефти. Обосновано применение электронно-лучевой сварки на этапе герметизации откачного отверстия. Приведены результаты теплофизических испытаний.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, теплоизолированная труба, вакуум.

Abstract. The analysis of the technology of production of heat-insulated pipes (thermocases) used for the extraction of high-viscosity oil is carried out. The use of electron beam welding at the stage of sealing the pumping hole is justified. The results of thermophysical tests are presented.

Keywords: electron beam welding, heat-insulated pipe, vacuum.

Введение

Характерной особенностью современной нефтедобычи является увеличение в мировой структуре доли сырьевых ресурсов трудноизвлекаемых запасов, к которым относятся, в основном, тяжелые, высоковязкие нефти и природные битумы. Запасы таких нефтей значительно превышают запасы легких и маловязких нефтей, и доля их постоянно увеличивается. В промышленно развитых странах они рассматриваются не столько как резерв добычи нефти, сколько в качестве основной базы ее развития на ближайшие годы. Россия также обладает значительными трудноизвлекаемыми запасами нефтей и их объем составляет около 55 % в общем объеме запасов российской нефти [1,2]. Главной отличительной чертой химического состава высоковязких нефтей и природных битумов от традиционных нефтей является присутствие в них обширной группы микроэлементов (ванадия, никеля, железа, хрома, молибдена), а также повышенное содержание серы, асфальтенов, смол других гетероатомных соединений [4], что является дополнительным фактором в пользу добычи таких нефтей.

На сегодняшний день известно достаточно много технологий извлечения тяжелых нефтей и природных битумов, которые на практике доказали свою эффективность: это циклическая закачка пара (Cyclic Steam Stimulation – CSS), парогравитационный метод дренирования (Steam–

Assisted Gravity Drainage – SAGD) и ряд других. В России в добыче тяжелых высоковязких нефтей доминируют тепловые технологии, аналогичные SAGD (на Ярегском и Ашальчинском месторождениях) и закачка теплоносителя (в т.ч. пара) в пласт [3].

Процесс паротепловой обработки скважины призабойной зоны заключается в периодической закачке перегретого до 350 °С пара в добывающие скважины для разогрева призабойной зоны пласта и снижения в ней вязкости нефти с последующим извлечением разжиженного сырья. Для закачки пара используются вакуумные теплоизолированные трубы, которые уменьшают тепловые потери пара, предотвращают оттаивание многолетних мерзлотных пород и обеспечивают сохранность в скважине цементного камня. Также теплоизолированные трубы с экранно-вакуумной изоляцией могут использоваться для добычи нефти и газа предотвращая парафинообразование в лифтовой колонне и гидратообразование, в том числе в морских скважинах.

Конструкция теплоизолированной трубы и способ изготовления

Теплоизолированная труба с экранно-вакуумной изоляцией (рис. 1) состоит из двух коаксиально расположенных труб, сваренных между собой по торцам через переходные втулки. Трубы, как правило, группы прочности «Д» изготовлены из стали 32Г2. Данная сталь сваривается без ограничений. В межтрубном промежутке расположена экранно-вакуумная изоляция, геттер (газопоглотитель) и центраторы. Экранно-вакуумная изоляция состоит из нескольких слоев алюминиевой фольги и разделителя, препятствующего контакту между слоями алюминиевой фольги. Фольга имеет перфорацию для облегчения откачки воздуха между слоями. Геттер имеет форму таблеток и располагается на наружной поверхности внутренней трубы. Он служит для поддержания вакуума в межтрубном промежутке и поглощения водорода в течение всего срока эксплуатации теплоизолированной трубы. Центраторы, закрепляемые на внутренней трубе, служат для фиксирования положения внутренней трубы относительно наружной. Между собой теплоизолированные трубы соединяются с помощью муфт, образуя теплоизолированную колонну. Для теплоизоляции муфтового соединения используется фторопластовый вкладыш, входящий в состав втулочного узла [6–13].

Процесс изготовления теплоизолированной трубы состоит из следующих основных этапов: очистка поверхностей труб от ржавчины и окалины дробеструйной обработкой, приварка переходных втулок к внутренней трубе, намотка экранно-вакуумной изоляции с закладкой геттера и установкой центраторов на внутреннюю трубу, сварка по торцам труб, расположенных коаксиально, друг относительно друга. Все сварные

швы проверяются на герметичность с помощью гелиевого течеискателя. Откачка межтрубного промежутка проводится через заранее сделанное откачное отверстие в наружной трубе. Процесс откачки проводится до давления порядка 1×10^{-5} мм рт. ст. через отверстие в наружной трубе. Вакуумирование происходит одновременно с нагревом наружной и внутренней труб. Нагрев служит для обезгаживания металла труб и активации геттера. На заключительном этапе вакуумной откачки производится герметизация откачного отверстия. После охлаждения трубы проводится механическая обработка сварных швов и изготовление резьбы на наружной трубе под муфтовое соединение. Для контроля качества труб проводятся теплофизические испытания [6–13].

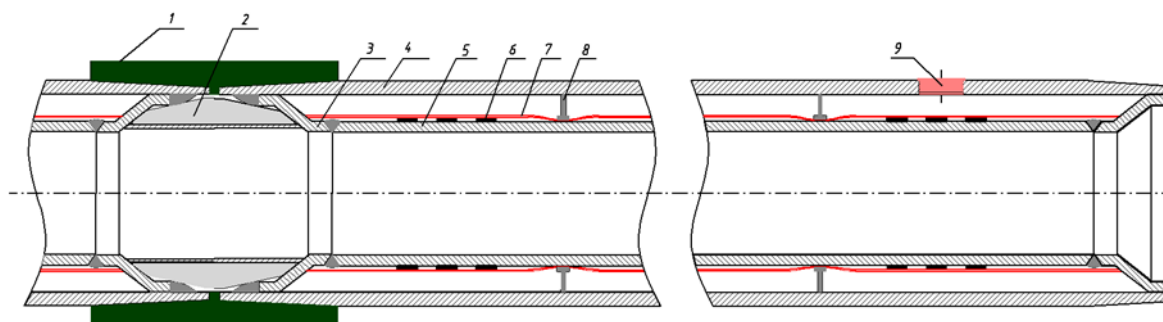


Рисунок 1 – Базовая конструкция теплоизолированной трубы:

- 1 – Муфтовое соединение, 2 – Фторопластовая втулка (муфтовый вкладыш),
- 3 – Переходная втулка между наружной и внутренней трубой, 4 – Наружная труба,
- 5 – Внутренняя труба, 6 – Геттер, 7 – Экранно-вакуумная изоляция, 8 – Центратор,
- 9 – Пробка, закрывающая откачное отверстие

Предельное давление в межтрубном промежутке определяется длиной свободного пробега молекул газа. При межтрубном промежутке около 10 мм давление должно быть меньше 10^{-4} мм рт. ст. При этом условии передача тепла происходит только за счет излучения, исключая передачу энергии за счет теплопроводности остаточного газа.

Следует отметить, что герметизация откачного отверстия является важной операцией, определяющей степень вакуума в межтрубном промежутке. От качества выполнения этой операции зависят теплофизические характеристики всего изделия.

Задача создания надежного вакуум-плотного соединения откачного отверстия с пробкой на ООО «НПФ Кубаньнефтемаш» решена путем использования электронно-лучевой сварки (ЭЛС) на заключительном этапе вакуумной откачки. В данном случае гарантируется сохранение вакуума в межтрубном промежутке, как в момент герметизации откачного отверстия, так и в процессе эксплуатации термокейсов. На рисунке 2 представлена схема сварки пробочного узла электронным лучом с круговой разверткой.

На завершающем этапе процесса откачки на каждую трубу поочередно устанавливается электронно-лучевая пушка, укладывается в отверстие пробка, изготовленная из стали 20, и заваривается электронным лучом с круговой разверткой. Скорость сварки составляет 10 мм/с (36 м/час), ускоряющее напряжение – 40 кВ, глубина проплавления – около 3 мм. Далее после отсоединения трубы от вакуумной системы откачки верх пробки методом полуавтоматической сварки в среде защитного газа (MAG) приваривается крышка с целью дополнительной защиты пробочного узла в процессе эксплуатации труб. Данный метод сварки (MAG) обеспечивает минимальный энергозатрат, но в то же время этого достаточно для отпуска сварного шва, сделанного электронным лучом.

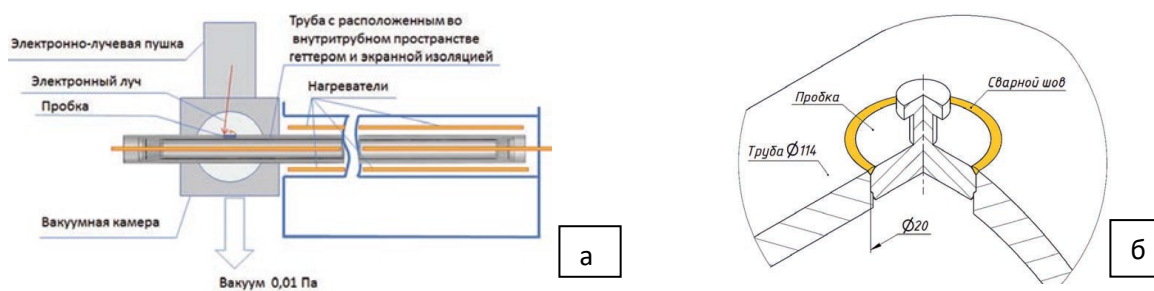


Рисунок 2 – Схема установки вакуумирования труб (а) и ЭЛС пробки (б)

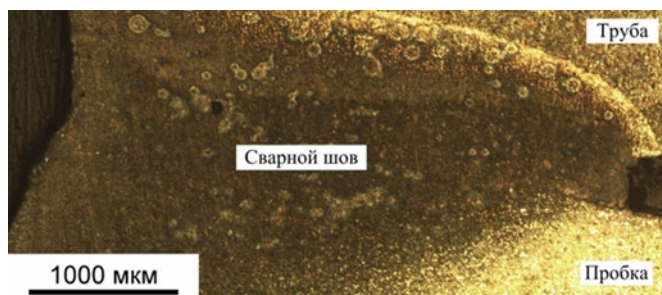


Рисунок 3 – Макроструктура сварного соединения [14]

По результатам оптической металлографии и данным рентгенофазового анализа в сварном шве между трубой из стали 32Г2 и пробки из стали 20, выполненным электронным лучом, формируется мартенсит. Наличие мартенсита в сварном шве приводит к значительному повышению микротвердости особенно в корне шва (3200 ± 200 МПа), который формируется в металле с повышенным содержанием углерода. В то время как для исходного состояния стали 32Г2 средняя величина твердости составляет 2000 ± 50 МПа. В зоне термического влияния формируется дисперсная феррито-перлитная смесь. В ходе термического цикла приварки крышки происходит высокий отпуск ранее сформированного сварного соединения. Это позволяет получить в сварном шве пробки дисперсную феррито-перлитную структуру с уровнем твердости, не превышающим 2200 МПа в корне шва. Далее по толщине сварного шва уровень твердости по закону, близкому к линейному, падает до ~ 1820 МПа [14].

Теплофизические испытания теплоизолированных труб

Для предотвращения оттаивания грунта в условиях мерзлоты в районах Крайнего Севера при закачке в скважину перегретого пара теплоизолированная труба должна обладать определенным коэффициентом теплопроводности. Корпоративный стандарт СТО Газпром 2-3,2-174-2007 регламентирует значение коэффициента теплопроводности термокейса не более 0,012 Вт/мК. В этом случае удастся сохранить многолетнемерзлые породы в исходном состоянии вокруг ствола скважины.

В соответствии с техническими требованиями СТО Газпром 2-3,2-174-2007 определение теплофизических характеристик труб проводится с помощью тепломера путем измерения удельных тепловых потоков q_T в установившемся режиме. Тепловые потоки измеряются в трех или более точках, коэффициент теплопроводности λ , Вт/м·К, вычисляют по формуле (1), а затем берут его среднее значение от нескольких измерений [15]:

$$\lambda = (q_T \cdot D \cdot \ln D/d) / (2(t_1 - t_2)), \quad (1)$$

где D – внутренний диаметр несущей (наружной) трубы, м; d – наружный диаметр внутренней трубы, м; t_1 – температура внутри трубы, К; t_2 – температура в точках на поверхности наружной трубы, расположенных на разных расстояниях от торца трубы, К.

С другой стороны, плотность теплового потока q_T также может быть рассчитана по формуле без использования тепломера.

Конечная формула для коэффициента теплопроводности при условии, если пренебречь термическими сопротивлениями стенок, считая их тонкими в тепловом смысле, имеет вид [16–18]:

$$\lambda = \alpha d^2 (t_2 - t_{cp}) (\ln D/d) / (2(t_1 - t_2)), \quad (2)$$

где α – коэффициент конвективного теплообмена наружной поверхности трубы с окружающей средой; t_{cp} – температура окружающей среды. Формула

$$\alpha = A_1 \left(\frac{t_2 - t_{cp}}{d^2} \right)^{1/4}, \quad (3)$$

справедлива при

$$t_2 - t_{cp} < (840/d^2)^3, \quad (4)$$

где A_1 – коэффициент, зависящий от теплофизических характеристик воздуха при температуре 0,5 ($t_{нар} + t_{cp}$). Зависимость A_1 от температуры

обычно представляется в виде таблицы, но для удобства вычислений данные таблицы могут быть представлены в виде графика с последующей аппроксимацией, справедливой в диапазоне температур $0,5 (t_{нар} + t_{ср})$ от 0 до 150 °С:

$$A_1 = 1,69452 + t_m (1,01386 \cdot 10^{-5} t_m - 0,00463), \quad (5)$$

где $t_m = (t_2 + t_{ср})/2$.

Формулы 2, 3 и 5 встраиваются в приложение Excel, и в итоге получается удобная методика для расчета коэффициента теплопроводности без использования тепломеров, оперируя только значениями температур и геометрическими параметрами труб.

Пример определения коэффициента теплопроводности термокейса с помощью теплофизических испытаний представлен ниже в виде фрагмента таблицы Excel для промышленно производимой трубы ТК 114-89-350. При нагреве внутренней трубы до температуры 350 °С имеем разницу между температурой на поверхности трубы и температурой окружающей среды $t_2 - t_{ср}$ около 20 °С. При этом λ не превышает 0,009 Вт/мК.

	A	B	C	D	E	F	G
1	Дата	Зав.№	$t_{в} \text{ } ^\circ\text{C}$	$t_{ср} \text{ } ^\circ\text{C}$	$t_{вср} \text{ } ^\circ\text{C}$	$\Delta t = t_{вср} - t_{ср}$	$\lambda_{вср} \text{ Вт/мК}$
2	05.05.22	002251	350	22,0	44,9	22,9	0,009
3	05.05.22	002250	350	22,0	44,6	22,6	0,009
4	06.05.22	002262	350	21,0	38,8	17,8	0,006

Заключение

На предприятии ООО «НПФ Кубаньнефтемаш» разработана технология производства вакуумных теплоизолированных труб на заключительной стадии вакуумной откачки, которых используется электронно-лучевая сварка. Применение электронно-лучевой сварки позволило повысить качество выпускаемой продукции и сократить безвозвратные потери теплоизолированных труб до значений менее 1 %.

Литература

1. Полищук Ю.М. и Яценко И.Г. Высоковязкие нефти: анализ пространственных и временных изменений физико-химических свойств // Нефтегазовое дело, 2005 <http://www.ogbus.ru>
2. Данилова Е Тяжелые нефти России // The Chemical Journal. Декабрь 2008. С. 34–37.
3. Халикова Д.А., Петров С.М. Башкирцева Н.Ю. Обзор перспективных технологий переработки тяжелых высоковязких нефтей и природных битумов // Вестник Казанского технологического университета. – 2013. – Т. 16. № 3. С. 217–219.
4. Яценко И.Г. Тяжелые ванадиевоносные нефти России // Известия Томского политехнического университета. 2012. Т. 321. № 1. С. 105–111.
5. Вакуумная техника: учебник для вузов / Розанов Л.Н. 3-е издание, перераб. и доп. – М.: Высшая шк., 2007. – 391 с.

6. Овчинников Д.В., Лефлер М.Н., Пугин А.И., Копылов П.Л. Освоение технологии производства труб лифтовых теплоизолированных (тлт) в ОАО «СИНТЗ» // elar.urfu.ru
7. Чикалов С.Г., Пышминцев И.Ю., Засельский Е.М., Медведев А.П., Марченко К.Л., Тихонцева Н.Т. Опыт применения теплоизолированных лифтовых труб в условиях газовых месторождений севера западной Сибири // Газовая промышленность. № 12 / 778 / 2018 г. С. 38–42.
8. Артеменков В.Ю., Ерехинский Б.А., Мамедов Н.С., Заряев И.А., Селиванов С.Э. Теплоизолированные лифтовые трубы: от прошлого к настоящему // Газовая промышленность. № 2 / 748 / 2017 г. С.64–66.
9. Способ изготовления термоизолированной трубы. Патент РФ № 2588927.
10. Секция теплоизолированной колонны. Патент РФ № 2487228.
11. Способ изготовления секции теплоизолированной колонны. Патент РФ 2500874.
12. Способ изготовления теплоизолированной лифтовой трубы. Патент РФ 2585338.
13. ТУ 14-161-236–2010. Трубы теплоизолированные насосно-компрессорные в хладостойком исполнении и муфты к ним с газогерметичными резьбовыми соединениями «ТМК gf», «ТМК cs» и «ТМК fnt» для месторождений ОАО «Газпром».
14. Гнюсов С.Ф., Федин Е.А., Дураков В.Г., Коршунов В.Н. Электронно-лучевая сварка в производстве теплоизолированных лифтовых труб с экранно-вакуумной изоляцией // Тяжелое машиностроение. 2018. № 6. С. 29–32.
15. СТО Газпром 2-3.2-174-2007.
16. Тепло- и массообмен в радиоэлектронной аппаратуре / Дульнев Г.Н. Москва: Высшая школа, 1984. – 247 с.
17. Основы теплопередачи / Михеев М.А., Михеева И.М. Изд. 2-е, стереотип. М.: «Энергия», 1977. – 344 с.
18. Экранно-вакуумная теплоизоляция и определение ее характеристик / Н.К. Матвеев. Учебное пособие. СПб.: Балт. гос. тех. ун-т, 2012, – 40 с.

УДК 621.9.048.7

Исследование влияния технологических параметров на формирование и свойства поверхности при электронно-лучевой модификации алюмоматричного композиционного материала

Е.П. Елисеева¹, А.П. Слива¹, Е.В. Терентьев¹

¹ ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», Москва, 1112450, Россия
YeliseevaYP@mpei.ru

Аннотация. В работе рассмотрена технология модификации поверхности алюмоматричного композиционного материала (АМг3 + 5%SiC) электронным лучом. Определено влияние параметров обработки, а именно: скорости обработки, тока луча и типа развертки, на микроструктуру и механические свойства поверхности. Установлено, что электронно-лучевая модификация позволяет повысить твердость поверхности.

Ключевые слова: алюмоматричные композиционные материалы, электронно-лучевая обработка, модификация поверхности, импульсная обработка, развертка, механические свойства.

Abstract. The paper considers the technology of surface modification of an aluminum matrix composite material (AMg3 + 5%SiC) by an electron beam. The influence of processing parameters, namely, processing speed, beam current and scan type, on the microstructure and mechanical properties of the surface is determined. It is established that the electron beam modification allows to increase the hardness of the surface.

Keywords: aluminum matrix composite materials, electron beam processing, surface modification, pulse processing, scanning, mechanical properties.

Введение

Композиционные материалы являются классом гетерофазных материалов, состоящих из наполнителя и матрицы. В комбинации с алюминиевой матрицей, обладающей высокой пластичностью, в роли наполнителя могут выступать высокопрочные карбиды (например, SiC). Таким образом, композиционные материалы могут обладать комплексом различных свойств, которые не могут быть достигнуты при использовании традиционных материалов [1]. Композиционные материалы на основе алюминия сочетают в себе хорошие механические и триботехнические свойства, что обуславливает их применение в промышленности в качестве антифрикционных сплавов [1].

Изменение свойств поверхности материалов может осуществляться с применением различных методов, позволяющих измельчать исходную структуру и повышать механические свойства. Модификация поверхности алюмоматричных композиционных материалов может быть

осуществлена с помощью деформационной обработки накатыванием, виброударом, взрывом, электромеханической обработкой. Одним из перспективных методов является обработка поверхности концентрированными потоками энергии, такими как лазерный луч, сварочная дуга и электронный луч [2–7].

При применении методов поверхностной модификации, позволяющих изменять режимы обработки в широком диапазоне, появляется возможность регулировать скорость нагрева и охлаждения, время пребывания материала при высоких температурах и получать требуемую глубину оплавления, структуру и свойства поверхностного слоя. Так же обработка алюмоматричных композиционных материалов концентрированными потоками энергии снижает коэффициент поверхностного трения и повышает износостойкость [2].

Электронные пушки оснащены отклоняющими электромагнитными системами, позволяющими практически безынерционно отклонять пучок по заданной траектории с высокими скоростями, недоступными для механических систем перемещения. Применение развертки электронного пучка при поверхностной модификации позволяет перераспределять плотность мощности [8], и увеличивать скорость охлаждения поверхности, что благоприятно влияет на структуру обработанного слоя.

Поскольку алюминиевые материалы склонны к высокому порообразованию, газовая защита, используемая при дуговых и лазерных способах модификации, не способствует уменьшению количества дефектов. Электронно-лучевая обработка производится в вакууме не хуже 10^{-2} Па, что обеспечивает активную дегазацию жидкого металла и уменьшение количества растворенных газов.

Таким образом, целью данной работы является исследование влияния параметров режимов электронно-лучевой модификации алюмоматричного композиционного материала на микроструктуру и микротвердость поверхности.

Методика исследования

Подбор режима модификации поверхности проводили на пластинах из АМгЗ, основную обработку осуществляли на алюмоматричном композиционном материале АМгЗ + 5 мас. % SiC на установке АЭЛТК-344-12, с ускоряющим напряжением 60кВ и давлением в вакуумной камере 10^{-3} Па.

Скорость обработки изменяли в диапазоне от 120 до 1200 мм/мин, ток пучка – от 6 до 40 мА. В экспериментах использовали развертки пилообразного и импульсного типов (рисунок 1). Частоту развертки изменяли в пределах от 3 до 24 Гц. Режимы обработки представлены в таблицах 1 и 2.

В качестве первого типа развертки была использована поперечная развертки типа «прямая». При данном типе развертки пучок сканирует поверхность от одного края до другого и обратно, после чего перебрасывается в начальное положение и цикл отклонения повторяется. При этом электронная пушка движется поступательно вдоль образца, а электронный пучок сканирует поверхность в поперечном направлении с частотой 3–24 Гц (рисунок 1, а).

Второй применяемый тип развертки «импульсная» подразумевает движение электронного луча с определенным шагом между точками для увеличения скорости охлаждения. Для минимизации термического влияния соседней точки заполнение поверхности осуществляли с пропусками и последующим возвратом к соседней точке, (рисунок 1, б). Для осуществления такого способа электронную пушку перемещали в непрерывном режиме с постоянной скоростью, а электронный пучок отклоняли в импульсном режиме. Ширина зоны обработки во всех случаях составила 22 мм.

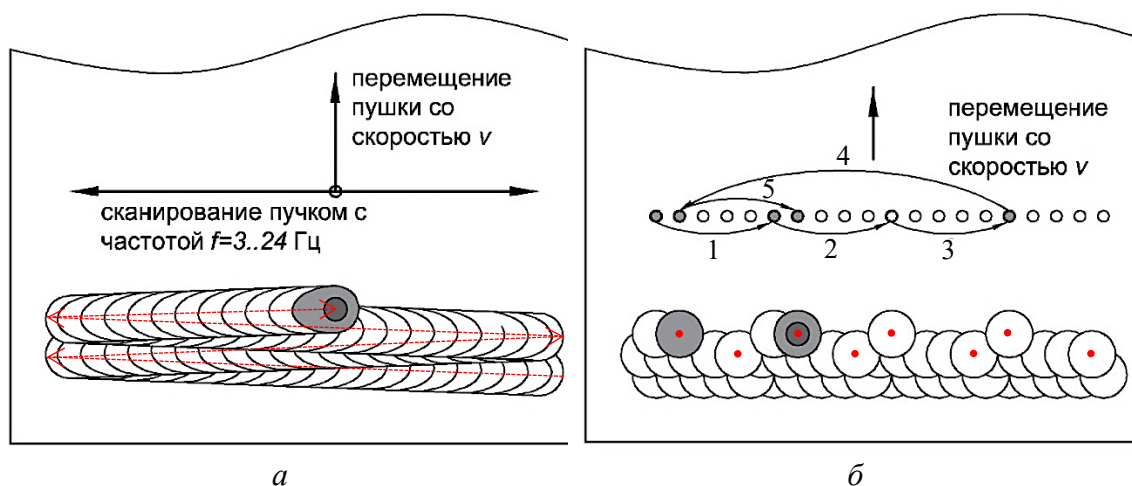


Рисунок 1 – Схемы обработки при развертках типа «прямая» (а) и импульсной (б):
■ – источник теплоты; ■ – жидкая ванна; □ – закристаллизовавшийся металл

Для определения режима обработки алюмоматричного композитного материала была проведена обработка 4 тестовых образцов из АМгЗ по режимам, представленным в таблице 1. Обработка 5 образцов из алюмоматричного композиционного материала АМгЗ + 5 мас. % SiC проводилась по режимам, представленным в таблице 2. Частоту развертки подбирали таким образом, чтобы обеспечивать перекрытие валиков при заданной скорости обработки.

Металлографические исследования проводили на образцах, вырезанных поперек направлению обработки. Образцы запрессовывали в термопластический фенольный компаунд, затем поверхность механически шлифовали, полировали и травили для выявления микроструктуры. Исследование микроструктуры проводили на

оптическом микроскопе Zeiss Observer ZIm при увеличениях до 1000х. Измерения проводились на твердомере Wolpert Wilson Instruments Vickers Hardness Tester 432SVD по методу Виккерса с нагрузкой 0,3 кгс и выдержкой под нагрузкой 15 секунд. На каждом участке проводилось по 3 измерения, затем данные усреднялись и заносились в таблицу.

Таблица 1 – Режимы обработки поверхности АМГЗ для подбора параметров модификации

№ режима	Скорость пушки v, мм/мин	Ток пучка I, mA	Частота развертки f, Гц	Тип развертки	Погонная энергия q, Дж/мм
1.1	240	4-6	8	Прямая	60-90
1.2	480	6-8	16	Прямая	45-60
1.3	600	15	12	Импульсная	90
1.4	1200	10-40	24	Импульсная	30-120

Таблица 2 – Режимы электронно-лучевой модификации поверхности АМГЗ + 5 мас. % SiC

№ режима	Скорость пушки v, мм/мин	Ток пучка I, mA	Частота развертки f, Гц	Тип развертки	Погонная энергия q, Дж/мм
2.1	120	6	4	Прямая	180
2.2	240	10	8	Прямая	90
2.3	150	10	3	Импульсная	250
2.4	600	25	12	Импульсная	150
2.5	600	25	12	Импульсная (2 прохода)	150 (2 раза)
2.6	1200	40	24	Импульсная	120

Результаты

После обработки по заданным режимам оценивали качество формирования поверхности и глубину оплавленного слоя. После обработки образца по режиму №1.1 – формирование поверхности удовлетворительное, глубина оплавленного слоя варьируется в диапазоне от 0,2 мм для 4 мА до 0,4 мм для 6 мА (рисунок 2). На режиме №1.2 повысили скорость перемещения пушки до 480 мм/мин, частоту развертки увеличили пропорционально скорости до 16 Гц, уменьшив время обработки образца в 2 раза по сравнению с режимом №1.1 (рисунок 3). В результате формирование стабильное, однако перекрытие валиков незначительное, в связи с чем, глубина оплавленного слоя составила 0,1 мм для 6 мА и 0,3 мм для 8 мА.

Стоит отметить, что при увеличении частоты развертки до 1000 Гц при токах до 15 мА оплавления поверхности не наступило. При дальнейшем увеличении тока до 75 мА происходит образование общей

ванны. Применительно к данному материалу, удовлетворительного формирования при высоких частотах развертки получено не было.

Алюминиевые сплавы обладают высокой теплопроводностью. Применение импульсной развертки позволило увеличить скорость охлаждения за счет снижения термического влияния соседних точек друг на друга, а также повысить термический КПД, о чем свидетельствует увеличение глубины оплавленного слоя.

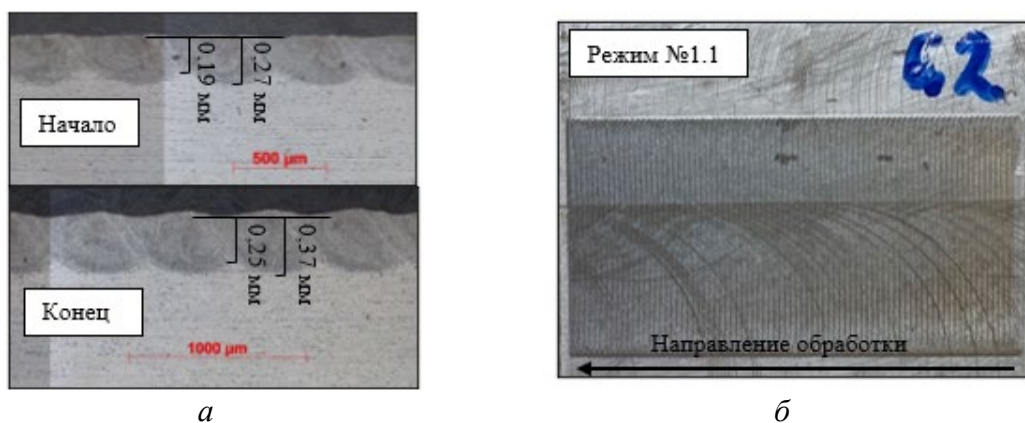


Рисунок 2 – Фотографии обработанного слоя в поперечном сечении (а) и внешний вид образца (б) по режиму № 1.1

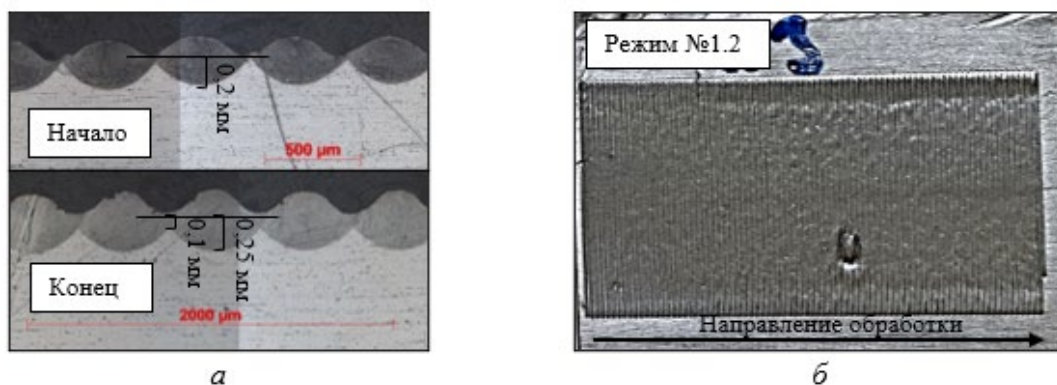


Рисунок 3 – Фотографии обработанного слоя в поперечном сечении (а) и внешний вид образца (б) по режиму № 1.1

На образце по режиму № 1.3 увеличили ток до значения в 15 мА, скорость – до 600 мм/мин. Формирование поверхности равномерное (рис. 4), присутствует стабильный рельеф поверхности от нанесения нескольких рядов точек по схеме импульсной развертки. Глубина оплавления изменялась в диапазоне от 0,3 до 0,6 мм.

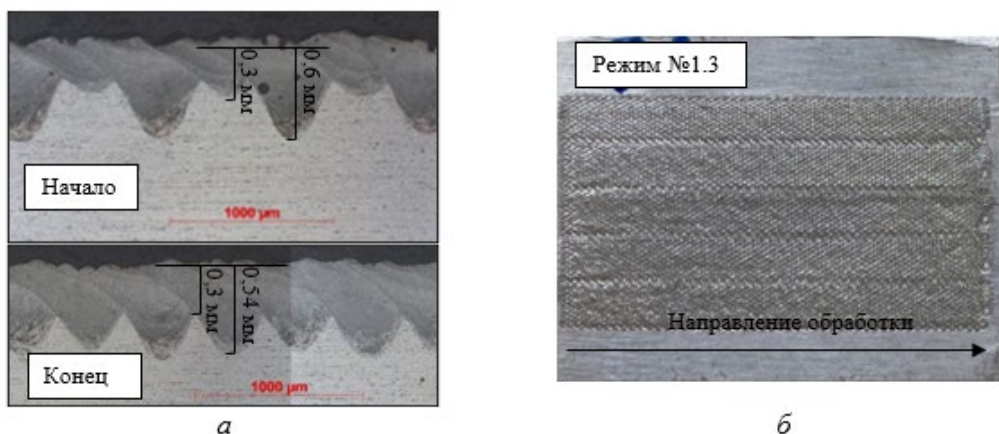


Рисунок 4 – Фотографии обработанного слоев в поперечном сечении (а) и внешний вид образца (б) по режиму № 1.3

На образце по режиму № 1.4 увеличили скорость и частоту обработки в два раза, по сравнению с режимом № 1.3, ток изменяли в диапазоне от 10 мА до 40 мА. В результате наблюдается стабильное формирование, однако глубина оплавленного слоя уменьшилась от 0,1 мм для 10 мА до 0,4 мм для 40 мА (рис. 5).

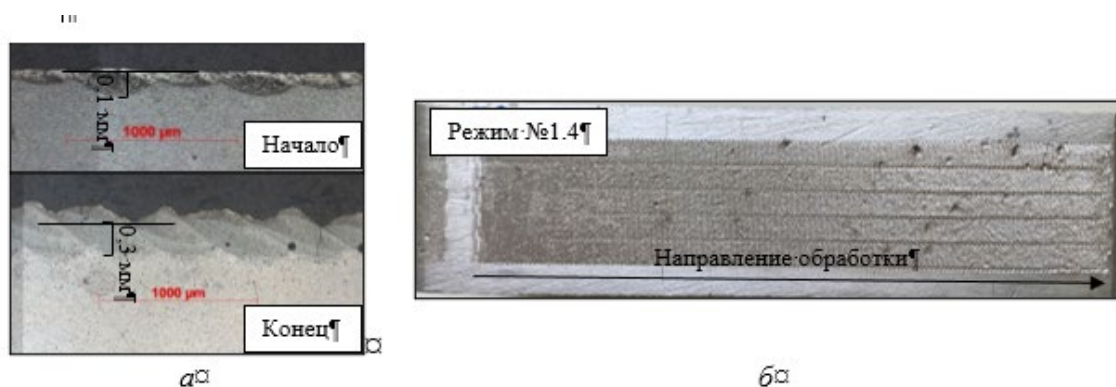


Рисунок 5 – Фотографии обработанного слоя в поперечном сечении (а) и внешний вид образца (б) по режиму № 1.4

Обработка в импульсном режиме образцов из АМгЗ показывает, что возможно получать стабильное формирование поверхности с небольшим рельефом. При этом импульсная развертка позволяет повысить скорость обработки с сохранение глубины проплавленного слоя.

Образцы из алюмоматричного композиционного материала (АМгЗ + 5% SiC) были обработаны по режимам № 2.1–2.6 (рис. 6, 7). После обработки у всех образцов наблюдается стабильное формирование поверхности. Всем образцам свойственны дефекты типа пор. Дефекты, присутствующие на поверхности, связаны с методом получения композиционного материала.

Для оценки свойств обработанного слоя были определены изменение глубины проплавления и твердости в начале и в конце образцов (таблица 3). Из таблицы видно, что на всех образцах глубина

проплавления увеличивается по мере обработки, что вполне закономерно связано с постепенным нагревом. Средняя твердость основного композитного материала составляет 42,2 HV.

Таблица 3 – Результаты измерения глубины и микротвердости композитного материала после поверхностной обработки электронным пучком

№	Глубина обр. слоя, мкм		Микротвердость, HV		Тип микроструктуры		Длительность импульса, мс
	начало	конец	начало	конец	начало	конец	
2.1	210	422	39,1	46,6	1	1+2	5
2.2	275	476	35,4	42,3	1	1+2	2,5
2.3	184	1705	38,7	51,0	1	3	3,74
2.4	74	178	40,6	38,7	1	1	0,94
2.5	223	611	35,5	41,5	2	2	0,94
2.6	127	274	57,5	57,7	1	1	0,47

После обработки композитных материалов была исследована микроструктура образцов. Во всех образцах основной металл представляет собой светлые зерна твердого раствора на основе алюминия с выделившейся по границам вторично избыточной фазой (рис. 8). Помимо этого, в некоторых местах между зернами встречается грубая эвтектика двух фаз в виде чередующихся полос твердого раствора на основе алюминия и кремниевой фазы. Средний размер зерен составляет порядка 50 мкм.

В оплавленных слоях получили микроструктуры 3 типов. Первый тип микроструктуры характерен для большинства образцов и представляет собой твердый раствор алюминия с дисперсными включениями по всему объему зерен (рис. 9, а). Такая структура образцов характерна для режимов № 2.1, 2.2, 2.4, 2.6. На конечных участках образцов по режимам №2.1, 2.2 произошло увлечение зерна, такая структура близка ко второму типу (рис. 9, б).

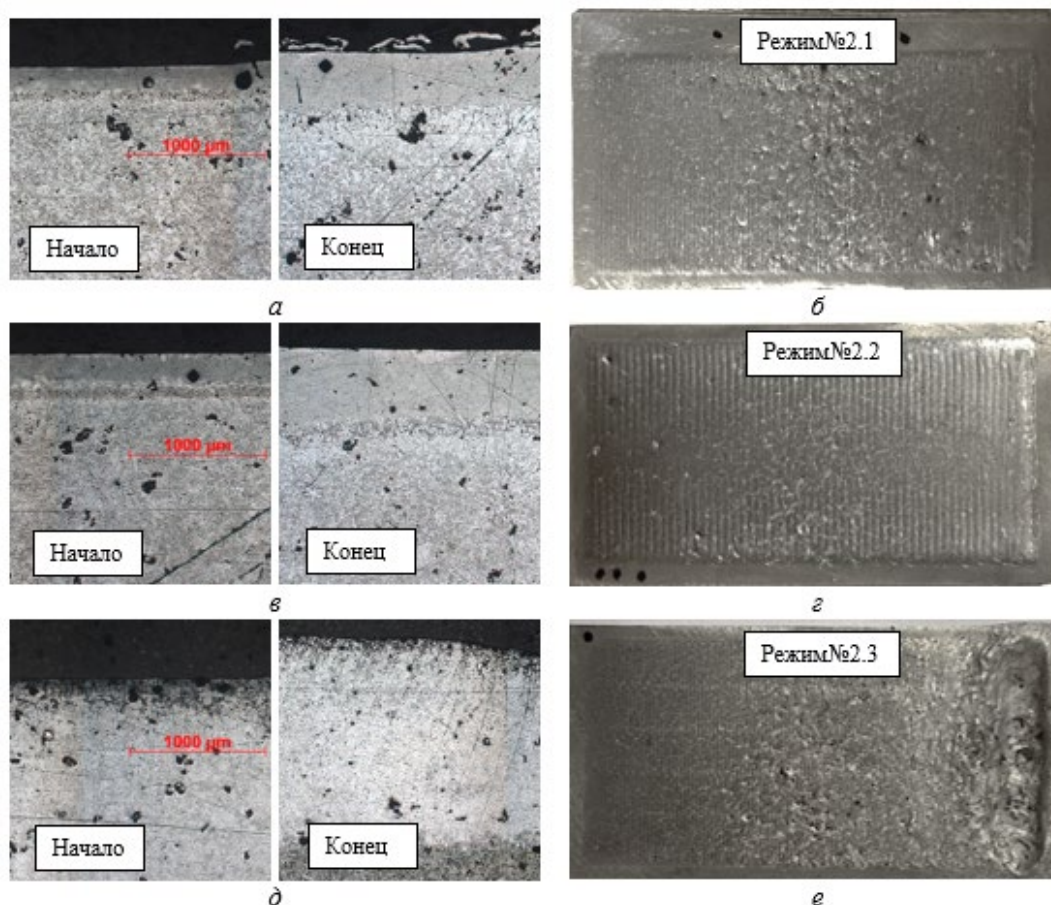


Рисунок 6 – Фотографии модифицированных слоев в поперечном сечении (а, в, д) и внешний вид образца (б, г, е) из (АМг3 + 5%SiC) по режимам № 2.1–2.3

Второй тип по микроструктуры модифицированного слоя наблюдается в образце по режимам № 2.5 на конечном участке обработки (рис. 9, в). Микроструктура представлена мелкими зернами твердого раствора с включениями вторично-избыточной фазы преимущественно по границам зерен. Характерный размер зерен твердого раствора составляет порядка 10 мкм.

К третьему типу относится образец по режиму № 2.3 на конечном участке обработки (рис. 9, г). Микроструктура модифицированного металла представлена крупными зернами и выделением фазы на основе кремния по границам зерен.

Обсуждение

На микроструктуру и свойства поверхности образцов оказывают влияние параметры режима обработки и тип развертки. При увеличении тепловложения происходит укрупнение зерна, по границам зерен формируются вторичные фазы, а следовательно, уменьшается микротвердость поверхности.

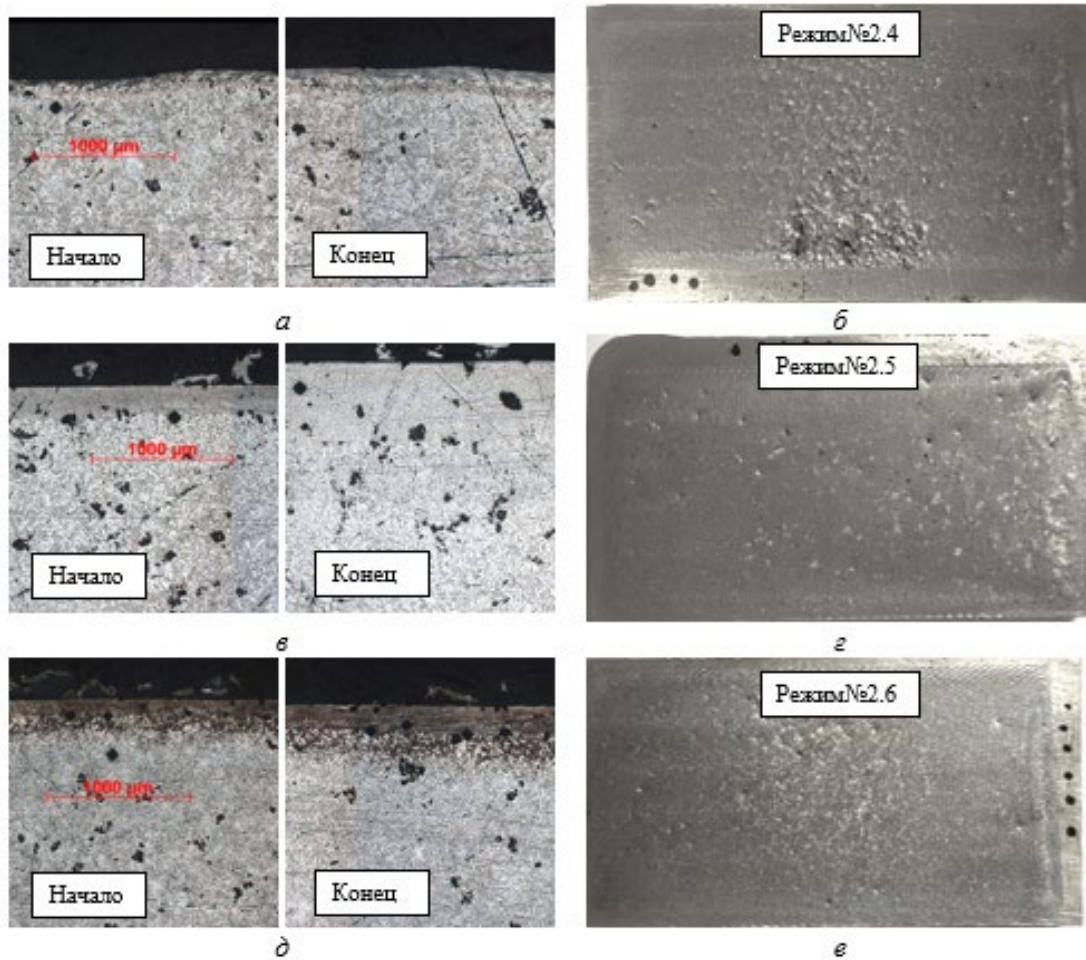


Рисунок 7 – Фотографии модифицированных слоев в поперечном сечении (а, в, д) и внешний вид образца (б, г, е) из (AMg3 + 5%SiC) по режимам № 2.4-2.6

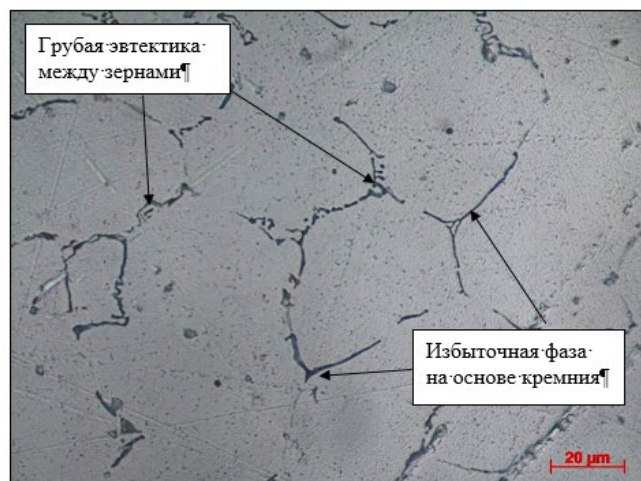


Рисунок 8 – Структура основного металла (AMg3 + 5%SiC), 1000x

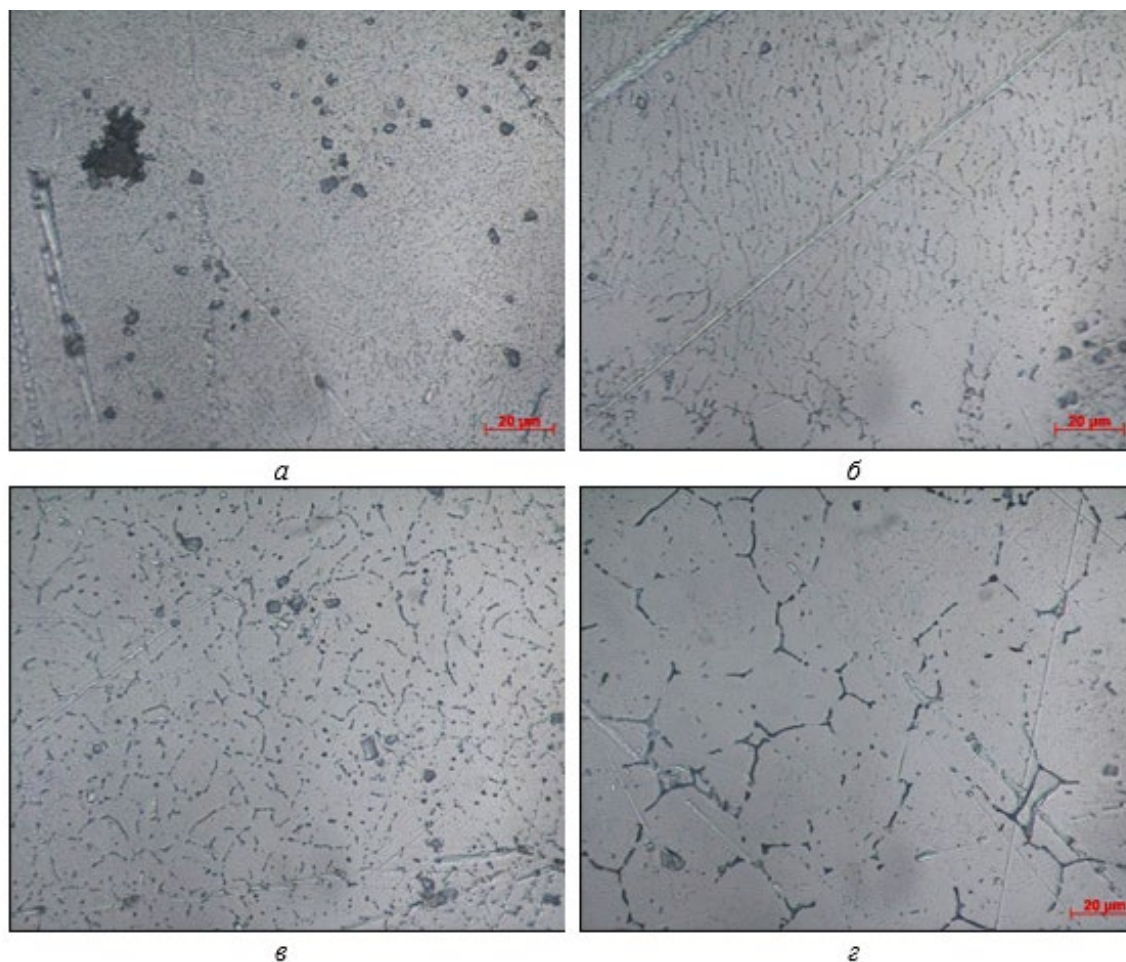


Рисунок 9 – Структура модифицированного металла (AMg3 + 5%SiC), 1000x

Наибольшее увеличение твердости произошло на режиме с большой скоростью обработки и применением импульсной развертки, которая позволяет увеличить скорость охлаждения. При увеличении скорости охлаждения происходит измельчение зерна, карбиды кремния дисперсно распределяются по всему объему зерен (рис. 9, а).

Снижение твердости на некоторых образцах произошло вследствие уменьшения содержания магния в поверхностном слое, вследствие высокой упругости пара магния (рис. 10). Интенсивность пика магния на образце, обработанном на режиме № 6, в два раза выше, чем на образцах, обработанных по режимам № 1, 2, 3; как следствие, произошло снижение микротвердости поверхности.

Исходя из полученных результатов измерений, самое большое увеличение микротвердости поверхности произошло при обработке на режиме 2.6 (таблица 2). При обработке была использована большая скорость перемещения пушки и импульсная развертка, что обеспечило большую скорость охлаждения. Образец обладает мелкозернистой дисперсной структурой.

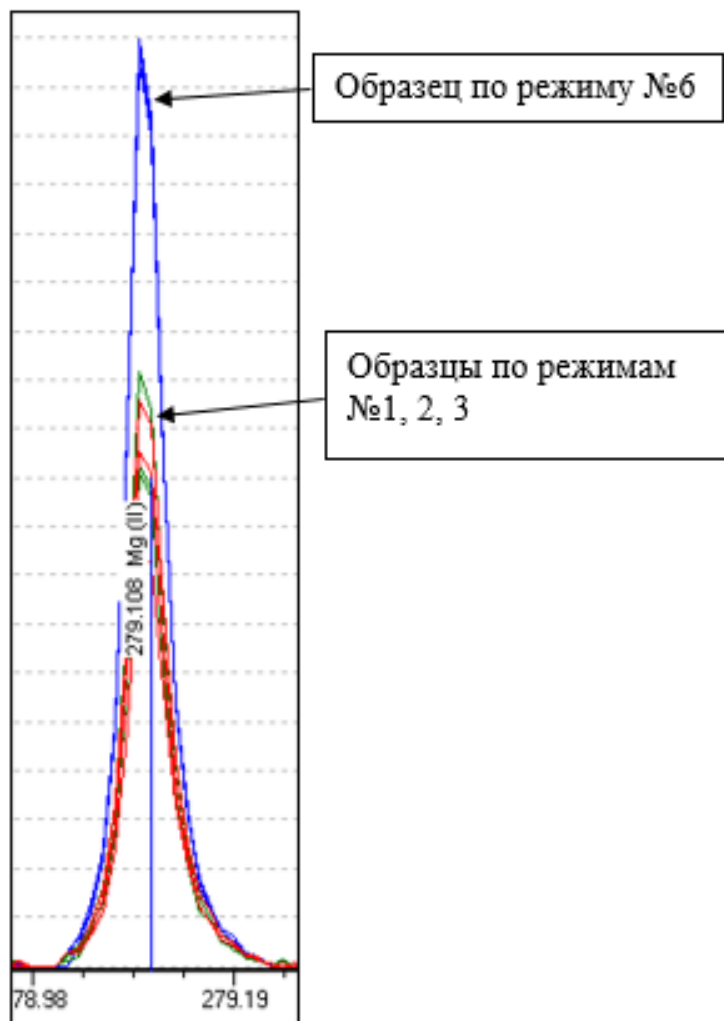


Рисунок 10 – Интенсивность магниевого пика, полученного спектрометрическим анализом

Заключение

Электронно-лучевая модификация композиционных материалов позволяет увеличить твердость поверхности на определенных режимах. Термический цикл определяет микроструктуру получившегося слоя. При увеличении тепловложения происходит испарение магния, и как следствие, снижается микротвердость поверхности. Поэтому, целесообразнее применение импульсной развертки.

Тип развертки оказывает влияние не только на скорость охлаждения обработанного слоя, но и на формирование поверхности. Применение развертки типа «импульсная» позволяет получить стабильное формирование по всей поверхности с незначительным рельефом. При

этом уменьшается длительность импульса и увеличивается скорость охлаждения.

Среди рассмотренных режимов обработки композиционных материалов импульсный метод с параметрами: скорость обработки $v_{обр} = 1200$ мм/мин., ток луча $I_{л} = 40$ мА, обеспечивает наименьшую интенсивность испарения магния, измельчение зерна, а также наибольшее увеличение твердости поверхности

Литература

1. Михеев Р.С. Алюмоматричные композиционные материалы карбидным упрочнением для решения задач новой техники / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // 2013, 356 с.
2. Михеев Р.С. Перспективные покрытия с повышенными триботехническими свойствами из композиционных материалов на основе цветных металлов: дис. д-ра техн. наук: 05.16.06. Москва: РГБ, 2018. – 442 с.
3. Михеев Р.С. Разработка износостойких дисперсно-наполненных композиционных материалов и покрытий из них: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.06, защищена 31.03.2010; утв. 09.07.2010 / Михеев Роман Сергеевич. – М., 2010. – 194 с.
4. Khan P.A.A. High speed joining of aluminum metal matrix composites using continuous wave and pulsed lasers / P.A.A. Khan, A.J. Paul // Materials research symposium proceeding. – 1993. – Vol. 314. – P. 137–142.
5. Hu C. Laser processing to create in-situ Al–SiC surface metal matrix composites / C. Hu, T.N. Baker // Journal of Materials Science. – 1995. – Vol. 30, No 4. – P. 891–897.
6. Laser shock processing Al–SiC composite coatings / T. Schinick [et. al.] // Journal of Thermal Spray Technology. – 1999. – Vol. 8, № 2. – P. 296–300.
7. Григорьянц А.Г. Лазерная техника и технология. В 7 кн. – Кн. 3. Методы поверхностной лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов, под ред. А.Г. Григорьянца. – М.: Высш. шк., 1987. – 191 с.
8. Слива А.П. Основы технологии электронно-лучевой сварки: учеб. пособие / А.П. Слива, Р.В. Родякина, Е.В. Терентьев. – М.: Издательство МЭИ, 2019. – 84 с.

УДК 621.791.722

Получение интегральных конструкций крыла и фюзеляжа из AL-LI сплавов методом электронно-лучевой сварки в вакууме*

Меркин Сергей Анатольевич¹

¹ С7 ИНЖИНИРИНГ, г. Москва, Россия

Аннотация. Разработка конструктивно-технологической концепции изготовления крыла и фюзеляжа из алюминиевых сплавов, оснастки позволяющей выполнить опытные сборки-сварки крупногабаритных образцов в вакууме, электронным лучом.

Ключевые слова: соединение, сварка, плавление, алюминиевые сплавы, электронный луч, интегральная конструкция, узел, авиационная техника.

Abstract. Development of a design and technological concept for the fabrication of wing and fuselage made of aluminum alloys, tooling enabling experimental assembly-welding of large-size specimens in vacuum, by electron beam.

Keywords: jointing, welding, fusion, aluminum alloys, electron beam, integral design, assembly, aeronautical engineering.

Конструкция планера самолетов отличаются большим разнообразием материалов и конструкторских решений интегральных узлов и агрегатов, содержащих неразъемные соединения. В настоящее время в качестве конструкционных материалов планера самолета используют главным образом высокопрочные алюминиевые сплавы, в том числе алюминиевые. Наиболее высокие технико-экономические показатели производства самолетов достигается при выполнении неразъемных соединений сваркой. Однако, как известно алюминиевые сплавы, и особенно новые, обладающие ценными свойствами высокопрочные термообработываемые сплавы алюминия при их сварке традиционными методами сварки плавлением склонны к образованию дефектов в сварных швах. В связи с этим в последнее десятилетие в зарубежных технически развитых странах и в отечественной промышленности стремятся усовершенствовать методы сварки, связанные с плавлением металла.

Типовая конструкция внешних панелей фюзеляжа и крыла состоит из тонколистовой обшивки, подкрепленной в продольном направлении стрингерами с частым шагом и в поперечном направлении шпангоутами или нервюрами с заданным шагом. Геометрические параметры элементов

* Статья опубликована по результатам работ, выполненных ...

панелей выбираются из условий оптимальности таким образом, чтобы был обеспечен минимальный вес панели при высоких критических напряжениях. При выборе материала панели учитываются технологические возможности материала.

Основным конструкционным материалом в гражданских самолетах являются алюминиевые сплавы, в большом объеме они также используются в конструкциях других летательных аппаратов, на их долю в самолетах приходится до 60–70% от общей массы изделия. Алюминиевые сплавы обладают хорошей свариваемостью, малой плотностью, относительно высокой прочностью, хорошей тепло- и электропроводностью, высокой коррозионной стойкостью. Они сохраняют высокие механические свойства (прочность, пластичность) при отрицательных температурах; характеризуются высокой технологичностью при обработке прессованием, прокаткой и проковкой.

При выполнении сварки конструкций из алюминиевых сплавов находят применение большинство способов сварки, использующихся для изготовления сварных конструкций: контактная сварка, дуговая сварка в защитных газах, сварка трением с перемешиванием, а также сварка концентрированными источниками нагрева, такими как лазерный луч и электронный луч.

Применение концентрированных источников нагрева и сварки в твердой фазе является одним из наиболее перспективных направлений в технологии изготовления сварных конструкций. Основное достоинство указанных видов сварки заключается в существенном снижении остаточных деформаций на получаемых изделиях при обеспечении их высоких механических свойств.

Применение ЭЛС для соединения алюминиевых сплавов обусловлено в первую очередь высокой плотностью энергии в пятне нагрева и, следовательно, возможностью однопроходной сварки на жестких режимах, получения швов с минимальными деформациями после сварки и защитой металла при проведении процесса в вакууме.

Исследования конструктивных исполнений панелей крыла и фюзеляжа

Анализ современных мировых тенденций развития авиастроения показывает, что одно из направлений повышения конкурентного преимущества является снижение массы самолета за счет использования сварных конструкций из легких сплавов.

Улучшение эксплуатационных характеристик гражданских самолетов при снижении затрат на их изготовление может быть получено за счет использования современных способов изготовления конструкций и применения перспективных материалов.

Снижение веса конструкции может быть достигнуто изготовлением их различными современными методами сварки и более легких по сравнению с традиционными материалами, например с использованием Al-Li сплавов, а также изменением конструктивных особенностей узлов изделий, позволяющих снизить общий вес конструкции.

Актуальность предлагаемых работ подтверждается исследованиями, проводимыми в тех странах мира (США, Германия, Бразилия, Скандинавские страны), в национальных программах технического развития которых предусматриваются соответствующие работы на обеспечение необходимых конкурентных преимуществ, особенно с использованием прогрессивного наукоемкого технологического инструментария.

В частности, немецкая национальная программа “Leighter” была посвящена разработке технологий и оборудования для создания конструкций их легких сплавов. Одним из результатов этой программы стало промышленное внедрение технологии лазерной сварки корпусных и несущих элементов конструкции самолетов Airbus [1].

На решение таких задач также направлена программа ULSAB (США).

Реализация полученных в данных программах результатов показывает эффективность применения при создании крупногабаритных конструкций авиационной техники процессов сварки.

Традиционно конструкция панелей фюзеляжа и крыла выполняется путем механического соединения тонколистовой обшивки (полотна панели) со стрингерами, расположенными в продольном направлении. При этом используется большое количество монтажных деталей, заготовок и сотни единиц крепежа.

Например, в производстве А-318 при изготовлении одного из фрагментов панели обшивки необходимо расположить 170 монтажных зажимов под установку стрингеров [2].

Подобная технология вызывает высокие расходы при изготовлении и повышенную массу конструкции.

Конструкции планера самолета, полученные с использованием сварки, по сравнению с заклепочными, имеют следующие преимущества:

- Снижение веса конструкции на 1 погонный метр при толщине стыка до 5 мм от 1.5 до 2.6 кг в зависимости от варианта клепки;
- Повышение статической и усталостной прочности;
- Снижение трудоемкости изготовления благодаря отсутствию операций разметки, сверления, пробивки отверстий;
- Повышение производительности изготовления за счет автоматизации процесса сварки по сравнению заклепочным;
- Обеспечение соединений без применения герметика, клеев;

- Обеспечение хорошей аэродинамической поверхности контуров изделий.

Одним из самых ранних стратегических решений, принятых Airbus, стала замена клепанных конструкций на конструкции, изготовленные лазерной сваркой. Это решение было очень успешным и привело к промышленному использованию лазерной сварки для изготовления панелей нижней части герметичного фюзеляжа самолетов A318, A340-600 NGW и самой новой модели A380. В рамках этого проекта стрингеры, изготовленные из Al-Li сплавов, обеспечивающих хорошую свариваемость и 15% экономию веса, соединялись с обшивкой панелей нижней части фюзеляжа.

Успех этого проекта позволил рассматривать вопросы внедрения лазерной сварки для выполнения соединений обшивка-шпангоут, обшивка-скоба и обшивка-обшивка [3].

К дополнительным преимуществам сварки можно отнести более высокую стойкость к коррозии и ликвидацию необходимости нанесения герметика между соединяемыми клепкой листами.

Механическое нагружение компонента фюзеляжа летательного аппарата имеет весьма сложный характер. Сварные конструкции должны выдерживать локальные статические нагрузки, а также усталостные нагрузки. Помимо этого, они должны соответствовать критериям стойкости к повреждениям, таким как скорость распространения трещины и остаточная прочность.

Использование лазерного луча при сварке обшивки и стрингера позволило изменить стандартную конфигурацию стрингера. По сравнению с традиционными методами клепки (рис. 1, а) лазерная сварка (рис. 1, б) в своем промышленно используемом варианте, как указывалось выше, позволила снизить вес конструкции на 15%. Использование стрингеров новой конструкции (Y- и U-образных) позволило дополнительно улучшить механические характеристики соединений (рис. 1, в). Особенностью данной конструкции стрингера является наличие двух «ножек», которые привариваются к обшивке двумя отдельными швами.

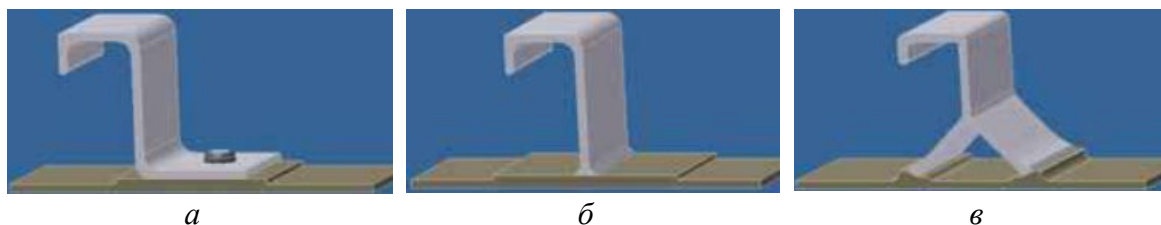


Рисунок 1 – Схемы различных соединений стрингер – обшивка

Помимо некоторых технологических преимуществ, такая конструкция также обеспечивает определенные преимущества при нагружении нижней и верхних обшивок. На рисунке 2 представлена

диаграмма давление – прогиб для традиционного сварного соединения угловых (L) стрингеров в сравнении с новым Y-стрингером. Максимальная изгибающая нагрузка даже в данном неоптимизированном состоянии примерно на 20% выше, чем при обычном соединении.

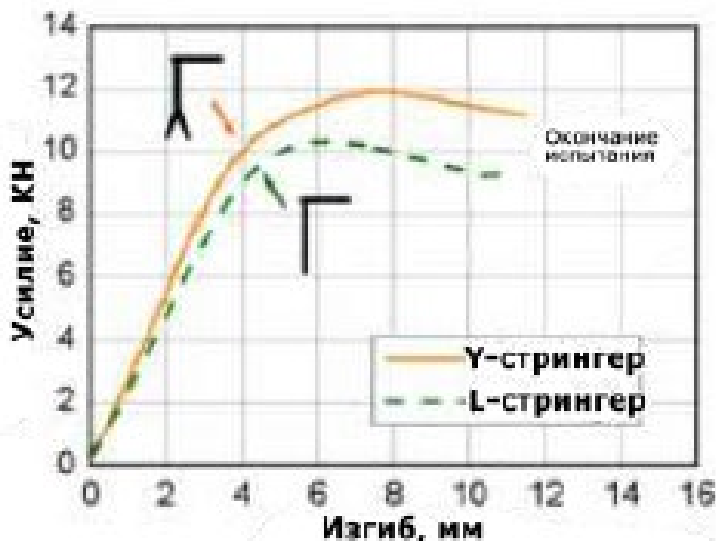


Рисунок 2 – Сравнение характера деформации сварного соединения обычного уголкового стрингера и Y-стрингера [4]

Для соединения стрингеров с обшивкой, а также соединения монтажных зажимов с обшивкой была разработана технология одновременной двухсторонней лазерной сварки крупногабаритных сферических 3D деталей по любой траектории при одновременной фиксации деталей, создан опытный образец новой установки для лазерной сварки (см. рис. 3).

Для улучшения динамических характеристик установки и уменьшения занимаемого пространства была реализована гибридная концепция относительного перемещения лазерной головки и свариваемого компонента. В гибридном режиме порталы перемещаются в направлении, противоположном движению сварочного стола. Это позволяет удвоить относительное ускорение, что особенно важно для оптимизации начала и окончания шва при сварке высоконапряженных конструкций, таких как стрингеры и скобы. Для крепления обшивки сварочный стол может быть оборудован несколькими вакуумными зажимами. Поскольку механическая точность крупных компонентов ниже необходимой точности позиционирования лазерного луча, стрингеров и присадочной проволоки, положение обеих лазерных головок дополнительно контролируется двумя системами позиционирования сварного шва. Обе системы также могут использоваться для контроля качества сварного шва на компоненте.

Конструкция установки предусматривает легкую смену зажимов при необходимости перехода от сварки соединений стрингер-обшивка к сварке соединений скоба-обшивка (см. рис. 4 и 5).

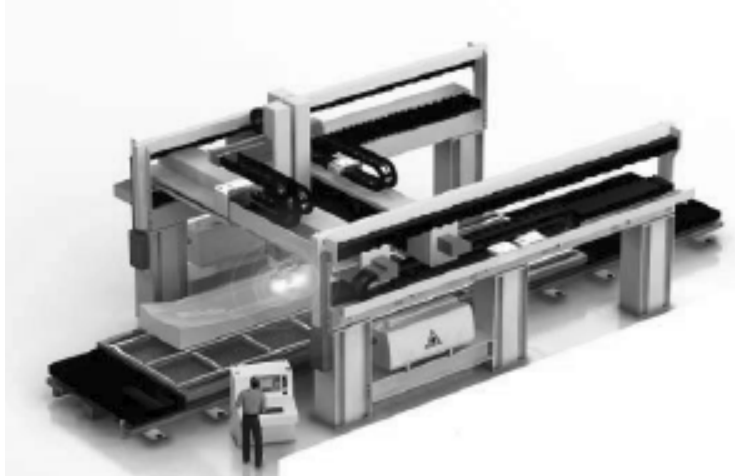


Рисунок 3 – Установка лазерной сварки крупных 3D конструкций



Рисунок 4 – Система позиционирования сварочных головок и зажимания стрингеров (в середине)

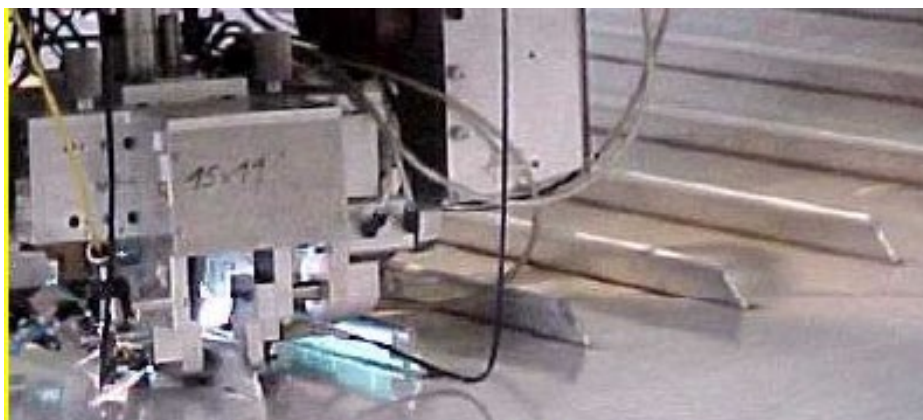


Рисунок 5 – 3D система зажима и позиционирования скоб

На рисунке 6 представлена панель сложной кривизны с приваренными лазерной сваркой стрингерами. Особенностью этой панели является изменение толщины, высоты и расстояния между стрингерами по длине панели.



Рисунок 6 – Панель сложной кривизны, изготовленная лазерной сваркой [5]

Сварка скоб (clips) осуществляется в полуавтоматическом режиме. Система зажима и позиционирования скоб захватывает скобы из магазина и осуществляет их установку; точное положение и угол установки скоб по отношению к стрингерам контролируется с помощью двух сенсоров. Поскольку расстояние между стрингерами является очень ограниченным, использование обычной системы подачи присадочной проволоки и инертного газа не представляется возможным. Решение этой задачи заключается в использовании ленты присадочного материала, заранее наносимой на основание скобы, при этом система подачи инертного газа интегрируется в зажимы.

Локальная интенсивность напряжений в системе соединения обшивки и скобы определяет необходимость разработки специальной конструкции гнезда под сварку и снижения концентрации напряжения в начале шва. Последнее обеспечивается за счет лезвийной обработки начала сварного шва с помощью интегрированной фрезерной головки (см. рис. 7). Это является дополнительным преимуществом системы, поскольку устраняет необходимость переноса и установки готовой панели для обработки на другом станке. На рисунке 8 показана сварная панель после фрезерной обработки сварного шва, а на рисунке 9 – демонстратор интегральной сварной конструкции, изготовленной лазерной сваркой.

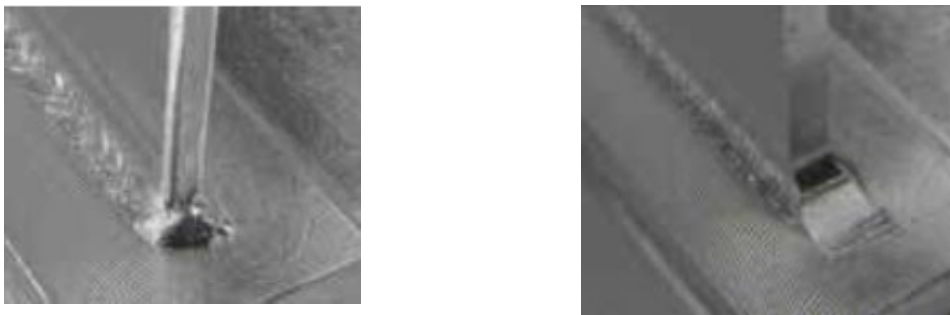


Рисунок 7 – Локальное фрезерование начала сварного шва; слева без фрезеровки; справа: после локальной фрезеровки



Рисунок 8 – Экспериментальная панель фюзеляжа с приваренными лазерной сваркой стрингерами и скобами



Рисунок 9 – Демонстратор интегральной сварной конструкции, изготовленной лазерной сваркой

Главным недостатком, сдерживающим внедрение сварочных технологий в процесс изготовления орбренных панелей авиационной техники, является возможность образования различных типов дефектов с высокой вероятностью. Основным дефектом сварного шва при сварке плавлением алюминий-литиевых сплавов, кроме различных нарушений формы (неполномерностей, наплывов и т.д.) является пористость шва, одной из причин которой является наличие на поверхности свариваемых деталей окисной пленки, резко отличающейся по своей структуре и свойствам от пленок на алюминиевых сплавах других систем легирования. Эта окисная пленка состоит из нескольких слоев, содержащих различные оксиды легирующих элементов непосредственно под пленкой ниже по сравнению с серединой. Другой причиной пористости является повышенное содержание водорода в свариваемом металле и резкое изменение его растворимости в момент кристаллизации сварочной ванны. Кроме того, в сплаве содержатся легко испаряющиеся компоненты (Li, Mg, и др. компоненты). Основные меры борьбы с вышеизложенными причинами пористости – это тщательная подготовка деталей под сварку (шабрение, травление и т.п.), контроль над содержанием вредных примесей в основном металле, а также подбор оптимальных режимов и методов сварки.

Анализ конструкций стрингерных панелей фюзеляжа и крыла отечественных пассажирских самолетов

В ходе настоящей работы был выполнен анализ конструктивно-технологических особенностей стрингерных панелей фюзеляжа и обшивки крыльев отечественных, пассажирских самолетов, изготовленных из высокопрочных алюминиевых сплавов.

Эти конструкции для придания им необходимой несущей способности и жесткости содержат расположенные в определенном порядке стрингеры, соединенные с обшивками при помощи заклепок.

Преимущественно применяются стрингеры \perp и \perp – формы высотой от 20 до 80 мм. Расстояния между стрингерами составляет 130...170 мм в зависимости от размера и конструктивных особенностей планера.

Основой полотна панели фюзеляжа является лист толщиной 1,5–2,0 мм, к которому крепятся стрингеры небольшой высоты способом клепки.

Крыльевая обшивка значительно сложнее и толще. Она применяется при изготовлении пассажирского самолета, выполняется из плит толщиной 12–20 мм методом лезвийной обработки (скоростное фрезерование) или размерного химического травления и усиливается стрингерами большей толщины, чем на панелях фюзеляжа.

Разработка конструктивно-технологических идей сварного варианта панелей фюзеляжа и крыла

Информационный анализ отечественного авиационного производства, а также опыт компании Airbus, показывает, что для усовершенствования эксплуатационных свойств интегральных конструкций крыла и фюзеляжа необходимо:

- Использовать в конструкции стрингерных панелей высокопрочные алюминиевые сплавы.
- Применить высокоэффективные способы сварки плавлением концентрированными источниками энергии (электронный луч, лазер), обеспечивающие минимизацию термического воздействия на конструкцию, высокое качество соединений, геометрическую точность конструкции, а также высокую производительность.

Как пример, Al-Li сплавы системы Al-Mg-Li близок по прочностным характеристикам к весьма распространенным сплавам типа D16, но отличается более высокой коррозионной стойкостью. Сплав Al-Mg-Li на 11% легче дюралюминов и имеют на 8% больший модуль упругости. Например, сплав 1424 – термически стабильный коррозионностойкий сплав с высокими характеристиками вязкости разрушения и малоциклового усталости. Плотность – 2,54 г/см³ [6].

Сплав системы Al-Mg-Li удовлетворительно сваривается аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной сваркой [7, 8].

Сварные соединения по прочности существенно уступают основному материалу (на 30–40%). Разупрочнение металла шва и зоны термического влияния происходит вследствие изменения исходной структуры полуфабрикатов под действием сварочного нагрева. В зоне сварки происходит частичный возврат состаренного сплава в закаленное состояние. При сварке без присадки наблюдается уменьшение упрочняющих элементов в металле шва в результате выгорания. Различные тепловые условия сварки приводят к неодинаковой степени разупрочнения металла в околошовной зоне. Протяженность разупрочнения при лазерной и электронно-лучевой сварке в 4–5 раз меньше, чем при АрДС [8]. Металл границы сплавления шва с основным металлом имеет наименьшее сопротивление разрушению независимо от способа сварки [9]. При сварке концентрированным источником теплоты обеспечивается высокое сопротивление зарождению и распространению трещин.

Разупрочнение металла в зоне сварного шва в конструкции компенсируется, как правило, местным увеличением толщины материала (конструктивный припуск).

При изготовлении особо ответственных деталей и узлов на заводах с развитым наукоемким производством в России, а также развитых стран Европы, Азии и США широко используются электронно-лучевые технологии, такие как электронно-лучевая сварка, обеспечивающая наиболее качественные и работоспособные соединения.

Электронно-лучевая сварка нашла широкое применение в авиационной отрасли и ракетостроении при изготовлении корпусных деталей, силовых каркасов, балок, шарнирных узлов, шпангоутов, лонжеронов, узлов шасси, тяг, роторов, компонентов ГТД, таких как корпус компрессора, камера сгорания, направляющие лопатки бустера, лопатки ротора 1-й ступени, форсунки турбины высокого давления и др.

Процесс осуществляется в вакууме высококонцентрированным электронным лучом. При этом достигается:

- изготовление особо точных сварных конструкций толщиной 0,1...150 мм;
- соединение заготовок сложного сечения в различных пространственных положениях;
- получение сверхпрочных облученных конструкций гарантированного качества;
- размер обрабатываемых деталей от миниатюрных до 2500×2500×16000 мм в установке типа ЭЛУ 24/16;
- скорость сварки 10 ... 150 м/час;
- рабочий вакуум в камере 10^{-2} Па.

Следует отметить также ряд достижений в области электронно-лучевой сварки, весьма значимых с учетом решения проблемы изготовления сварных стрингерных панелей:

- Техника и технология электронно-лучевой сварки освоены в авиационном производстве при изготовлении наиболее ответственных конструкций в широком диапазоне свариваемых толщин и материалов.
- Реально используемые в сварочном производстве мощности электронного луча более чем на порядок превосходят мощность лазерного излучения, что существенно расширяет возможности выполнения сварки на сверхвысоких скоростях с целью повышения производительности и уменьшения остаточных сварочных деформаций.

Абсолютно надежная защита нагретого металла от вредного воздействия атмосферных газов, поскольку процесс осуществляется в вакууме, увеличивает гарантии высокого качества соединений.

Всесторонний анализ состояния вопроса позволил разработать концептуальную технологию изготовления сварных стрингерных панелей планера самолета из алюминиево-литиевых сплавов с применением высококонцентрированного источника тепла – электронного луча.

Концептуальная технология заключается в следующем:

- присоединение стрингеров к полотну панелей производится путем электронно-лучевой сварки для обеспечения геометрической точности конструкции;
- минимальное термическое воздействие на материал полотна панели для сохранения его механических свойств благодаря выносу сварных швов на конструктивное усиление панели, рисунок 10;
- стрингер в зоне присоединения к обшивке имеет конструктивное усиление для компенсации потери прочности в зоне шва по сравнению с исходным материалом;
- плавный переход от полотна панели к стрингеру выполнен на заготовке панели;
- сварка производится на технологически допустимых высоких скоростях с целью минимизации термического воздействия на материал панели и повышения производительности процесса.

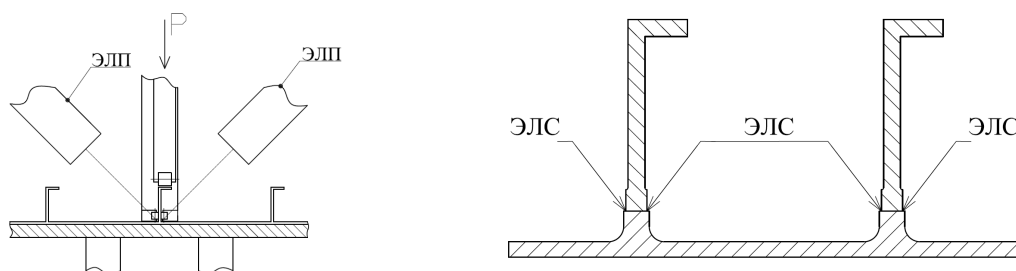


Рисунок 10 – Схема размещения стрингерных панелей относительно электронного луча

Выводы

Проведенный анализ позволил создать конструктивно-технологическую концепцию сварного варианта панелей фюзеляжа и крыла: на основе существующих вариантов изготовления, применяемых на новых отечественных самолетах, была проведена доработка конструкции, целью которой являлась замена клепаного соединения на сварное.

Литература

1. Dirk Dittrich, Jens Standfuss, Jens Liebscher, Berndt Brenner, Eckhard Beyer. Laser Beam Welding of Hard to Weld Al Alloys for a Regional Aircraft Fuselage Design – First Results.
2. <https://www.airbus.com/>
3. M. Pacchione, J. Telgkamp Metal Design Principles, Airbus. – Challenges of the metallic fuselage.
4. Abulgasem Sghayer, Aleksandar Grbović, Aleksandar Sedmak, Mirko Dinulović, Ines Grozdanovic, Simon Sedmak, Blagoj Petrovski, Experimental and Numerical Analysis of Fatigue Crack Growth in Integral Skin-Stringer Panels.

5. <https://www.iws.fraunhofer.de/en/technologyfields/cutting-and-joining/welding/equipment/laser-welding-systems.html>
6. Фридляндер И.Н. Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов. Избранные труды. – М.: Наука, 2013.
7. Ищенко А.Я., Лозовская А.В., Третьяк Н.Г. и др. Особенности структурных превращений при сварке алюминий-литиевых сплавов, содержащих скандий. – Технология легких сплавов. 1993. № 4/5.
8. Лозовская А.В., Чайка А.А., Бондарев А.А., Покляцкий А.Г., Бондарев Андр. А. Разупрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением. – Автоматическая сварка. 2001. № 3.
9. Лабур Т.М., Бондарев Андр. А., Лозовская А.В. и др. Влияние способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460. – Автоматическая сварка. 2001. № 7.

УДК 621.793

Электронно-лучевое модифицирование поверхности алюмоматричных композиционных материалов*

Терентьев Е.В.^{1,2}, Быков П.А.³, Калашников И.Е.^{2,3}, Михеев Р.С.²

¹ НИУ «МЭИ», Москва, РФ

² МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, РФ

³ ИМЕТ РАН, Москва, РФ

Аннотация. Проведено исследование возможности применения электронно-лучевого модифицирования поверхности литых образцов из композиционных материалов на основе сплава АМг3, армированных частицами карбида кремния в количестве 5% по массе. Исследованы структура и триботехнические свойства композиционного материала в исходном литом состоянии и после модифицирующей обработки. Показано, что после модифицирующей обработки наблюдается значительное (в 3-8 раз) диспергирование исходной структуры матрицы, вызванное высокими скоростями охлаждения, характерными для электронно-лучевого процесса, при сохранении армирующих частиц SiC. Образцы после обработки обладают триботехническими характеристиками (интенсивность изнашивания, коэффициент трения и коэффициент стабильности процесса трения), превосходящими исходный материал. Таким образом, процесс электронно-лучевой модифицирующей обработки может быть полезен для получения высококачественных и однородных по составу износостойких поверхностных слоев алюмоматричных композиционных материалов.

Ключевые слова: композиционные алюмоматричные материалы, электронно-лучевое модифицирование, триботехнические свойства.

Abstract. The possibility of using electron-beam modification of the cast samples from composite materials based on the АМg3 alloy reinforced with silicon carbide particles in an amount of 5% by weight was investigated. The structure and tribotechnical properties of the composite material in the initial cast state and after modifying treatment were studied. It is shown that after the modifying treatment, a significant (3-8 times) dispersion of the initial matrix structure is observed, caused by high cooling rates characteristic of the electron-beam process, while retaining the reinforcing SiC particles. Samples after processing have tribotechnical characteristics (wear intensity, friction coefficient and coefficient of the friction process stability) that exceed the original material. Thus, the process of electron-beam modifying processing can be useful for obtaining high-quality and homogeneous wear-resistant surface layers of aluminum-matrix composite materials.

Keywords: aluminium matrix composite materials, electron-beam modification, tribotechnical properties.

* Статья опубликована по результатам работ, выполненных за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-29-00366, <https://rscf.ru/project/22-29-00366/>).

Введение

Современный этап развития техники характеризуется потребностью в принципиально новых материалах функционального назначения. В частности, особое значение приобретают новые антифрикционные материалы, поскольку традиционно применяемые в узлах трения цветные сплавы не отвечают непрерывно возрастающим требованиям, а уровень их служебных характеристик достиг предельных значений [1–4]. За последние годы значительные успехи достигнуты в разработке изотропных дисперсно-упрочненных композиционных материалов (КМ) на основе сплавов алюминия, обладающих лучшим сочетанием триботехнических, механических и других характеристик [5–10]. Традиционно, подобные КМ изготавливают методами литья [11–13]. Однако дополнительным резервом в достижении высокого уровня эксплуатационных свойств (механических, триботехнических и др.) существующих композиционных материалов является модифицирующая обработка их поверхности высококонцентрированными источниками энергии, например электронным лучом, обеспечивающим максимальный уровень тепловыделения в подповерхностном слое. Подобная обработка позволяет за счет регулирования скоростей нагрева и обеспечения высоких скоростей охлаждения в результате теплоотвода во внутренние слои при локальном характере теплового воздействия управлять структурой и, следовательно, свойствами, поверхностного рабочего слоя КМ [14–16]. Поэтому целью настоящей работы являлось исследование структуры и триботехнических свойств поверхностного слоя алюмоматричных КМ после электронно-лучевого модифицирования.

Материалы и методы исследования

Электронно-лучевой модифицирующей обработке подвергали поверхность заготовок из КМ на основе сплава АМгЗ (ГОСТ 4784), содержащего в качестве наполнителя частицы карбида кремния (SiC) в количестве 5 масс.%. Заготовки в виде пластин размером 120x50 мм и толщиной 8 мм получали методом литья композиционного расплава в кокиль. Композиционный расплав изготавливали способом механического замешивания армирующего наполнителя.

Процесс модифицирующей обработки осуществляли на электронно-лучевой установке АЭЛТК-344-12 в среде вакуума (10^{-5} мм рт. ст.). Параметры режимов обработки образцов из КМ представлены в таблице 1. Ускоряющее напряжение составляло 60 кВ. Применяли развертку импульсного типа, для которой характерно за один полный цикл перемещения электронного пучка по 89 точкам, для обеспечения

обработки поверхности в двух рядах точек с расстоянием между соседними точками 0,5 мм с треугольным заполнением.

Таблица 1 – Параметры режима электронно-лучевого модифицирования

№	Скорость пучка V, мм/мин	Ток пучка I, мА	Частота развертки f, Гц
1	600	25	12
2	1200	40	24

Структуру модифицированных поверхностных слоев исследовали на оптическом микроскопе Zeiss Observer Z1m с использованием программы AxioVision для анализа изображений. Для оценки эффективности модифицирования проводили испытания на сухое трение скольжения образцов в исходном литом состоянии и после оплавления электронным лучом. Трение осуществляли на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System в соответствии с ранее разработанной методикой [17]. Поведение образцов оценивали по коэффициенту трения (f), коэффициенту стабильности процесса трения ($\alpha_{ст}$) и величине объемной интенсивности изнашивания (Iv).

Результаты и обсуждение

Результаты измерения толщины обработанного слоя в зависимости от режима электронно-лучевого модифицирования показали, что максимальная толщина обработанного слоя составляет 274 мкм и достигается в случае наибольшей величиной тока пучка даже при увеличении значения скорости пучка в 2 раза (режим 2 в табл.1). Следует отметить, что по мере обработки наблюдается рост толщины модифицированного слоя: с 74 до 178 мкм (режим 1 в табл. 1); с 127 до 274 мкм (режим 2 в табл. 1). Это связано с нестационарными условиями процесса электронно-лучевого модифицирования, а также нагревом обрабатываемой заготовки.

Микроструктура композиционных образцов в исходном состоянии, а также после обработки электронным лучом представлена на рисунке 1. Видно, что литая структура матричного сплава АМгЗ состоит из крупных ячеисто-дендритных кристаллов твердого раствора α -алюминия (35–55 мкм), окруженных прослойками, содержащими помимо α -Al алюминиды Mg [18, 19].

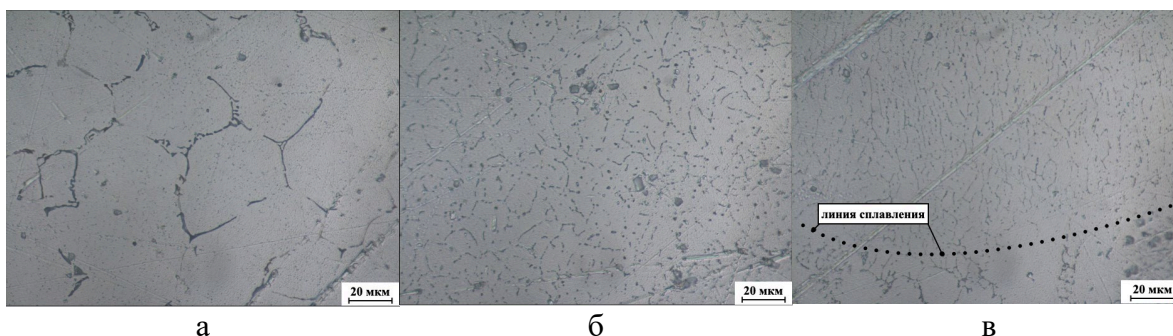


Рисунок 1 – Характерная микроструктура КМ состава АМг3 + 5 масс. % SiC₍₄₀₎ в исходном состоянии (а) и после обработки электронным лучом (режим 2): верхняя часть модифицированного слоя (б), участок вблизи линии сплавления (в)

После модифицирующей обработки наблюдается сохранение армирующих частиц SiC, а также значительное диспергирование исходной структуры матрицы, вызванное высокими скоростями охлаждения, характерными для электронно-лучевого процесса. Размер ячеисто-дендритных кристаллов α -Al уменьшается до 7–10 мкм; толщина прослоек не превышает 2 мкм (рис. 1, б). Вблизи линии сплавления дисперсность структуры оплавленного слоя (рис.1 в) несколько меньше в результате частичного наследования структуры подложки при эпитаксиальной кристаллизации, а также меньшего концентрационного переохлаждения в начале кристаллизации сварочной ванны жидкого металла.

Результаты испытаний на сухое трение скольжение образцов в исходном состоянии и после обработки поверхности электронным лучом показывают, что модифицирование поверхностных слоев приводит к существенному улучшению триботехнических характеристик. Уменьшение интенсивности изнашивания образцов Iv с $13,3 \times 10^{-4}$ мм³/м в исходном состоянии до $11,1 \times 10^{-4}$ мм³/м и до $10,9 \times 10^{-4}$ мм³/м после модифицирующей обработки по режиму 1 и 2 соответственно, связано с уменьшением относительных размеров участков твердого раствора на основе алюминия, что соответственно отражается на долях абразивного и адгезионного изнашивания образцов [20, 21].

Коэффициенты трения образцов из КМ состава АМг3 + 5 масс.% SiC₍₄₀₎ в исходном литом состоянии и после электронно-лучевой модифицирующей обработки ($f_{\text{мод.}}/f_{\text{исх.}}$) в зависимости от приложенной нагрузки сопоставлены на рисунке 2. Кривая 1 характеризует образец с поверхностным слоем, полученным после модифицирующей обработки на режиме 1. Данный образец обладает коэффициентом трения ниже, чем литой образец при удельных давлениях до 1 МПа. По мере увеличения трибонагрузки (свыше 1 МПа) его коэффициент трения несколько увеличивается, что, вероятно, связано с недостаточной толщиной модифицированного слоя и его закономерным изнашиванием.

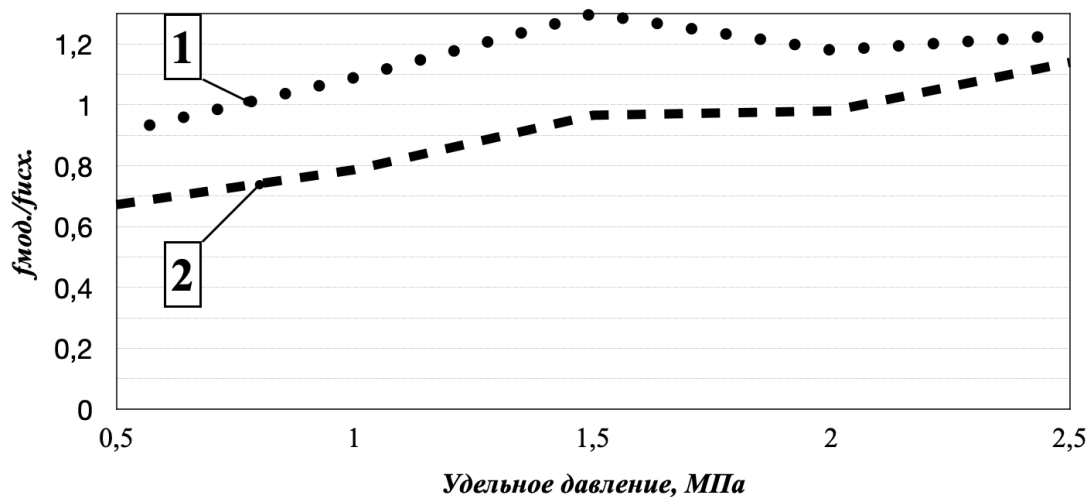


Рисунок 2 – Соотношение коэффициентов трения $f_{\text{мод.}}/f_{\text{исх.}}$ образцов из КМ состава АМг3 + 5 масс. % SiC₍₄₀₎ после модифицирующей обработки и в исходном состоянии в зависимости от удельного давления

При обработке электронным лучом на режиме 2 коэффициент трения модифицированного образца также оказывается ниже, чем у исходного образца. Однако, в данном случае за счет большей толщины модифицированного слоя меньшие значения коэффициента трения в сравнении с исходным образцом сохраняются в более широком диапазоне трибонагружения (при удельных давлениях до 2,0 МПа).

Образцы после модифицирующей обработки характеризуются низкими значениями коэффициентов стабильности процесса сухого трения скольжения (табл. 2), что также свидетельствует об устойчивом характере процесса трения [20, 21].

Таблица 2 – Значения коэффициентов стабильности сухого трения скольжения $\alpha_{\text{ст}}$ литых образцов из КМ состава АМг3 + 5 масс. % SiC₍₄₀₎ и образцов после электронно-лучевой модифицирующей обработки

Состояние обработки	$\alpha_{\text{ст}}$ в зависимости от удельного давления p , МПа				
	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5
исходное литое состояние	0,69	0,34	0,25	0,30	0,13
модифицирование по режиму 1	0,12	0,09	0,07	0,10	0,11
модифицирование по режиму 2	0,12	0,09	0,08	0,08	0,11

Заключение

Исследовали возможность применения электронно-лучевого модифицирования поверхности литых образцов из композиционных

материалов на основе сплава АМгЗ, армированных частицами карбида кремния в количестве 5% по массе. Показано, что после модифицирующей обработки наблюдается значительное (в 3–8 раз) диспергирование исходной структуры матрицы, вызванное высокими скоростями охлаждения, характерными для электронно-лучевого процесса, при сохранении армирующих частиц SiC. Образцы после обработки обладают триботехническими характеристиками (интенсивность изнашивания, коэффициент трения и коэффициент стабильности процесса трения), превосходящими исходный материал. Таким образом, процесс электронно-лучевой модифицирующей обработки может быть полезен для получения высококачественных и однородных по составу износостойких поверхностных слоев алюмоматричных композиционных материалов.

Литература

1. Shi G. Effect of surface modification on friction characteristics of sliding bearings: A review / G. Shi, X. Yu, H. Meng, F. Zhao, J. Wang, J. Jiao, H. Jiang // *Tribology international*. – 2022. – Vol. 177. – P. 107937.
2. Царьков И.В. Факторы, вызывающие осложнения при эксплуатации оборудования нефтегазовой отрасли, а также способы борьбы с ними / И.В. Царьков, Г.С. Мозговой, С.А. Шереп // *Булатовские чтения*. – 2021. – Т. 2. – С. 204–206.
3. Santos N.D.S.A. Review of engine journal bearing tribology in start-stop applications / N.D.S.A. Santos, V. Roso, M. Faria // *Engineering Failure Analysis*. – 2019. – Vol. 108. – P. 104344.
4. Qui M. *Bearing Tribology. Principles and applications* / M. Qui, L. Chen, Y. Li, J. Yan. – Berlin: Springer-Verlag GmbH, 2017. – 342 p.
5. Михеев Р.С. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова. – М: Маска, 2013. – 356 с.
6. 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.
7. Kalashnikov I.E. Estimating the uniformity of the distribution of Ti₂NbAl particles in an aluminum-matrix composite material / I.E. Kalashnikov, L.I. Kobeleva, P.A. Bykov, A.G. Kolmakov, I.V. Katin, R.S. Mikheev // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2022. – Vol. 13, is. 5. – P. 1346–1351.
8. Gill R.S. Effect of different types of reinforcement on tribological properties of aluminium metal matrix composites (MMCs) – A review of recent studies / R.S. Gill, P.S. Samra, A. Kumar // *Materials Today. Proceedings*. – 2022. – Vol. 56, is. 5. – Pp. 3094–3101.
9. Garg P. Advance research progresses in aluminium matrix composites: manufacturing & applications / P. Garg, A. Jamwal, D. Kumar, K.K. Sadasivuni, C.M. Hussain, P. Gupta // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 8, is. 5. – P. 4924–4939.
10. 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.
11. Bhadauria N. Fabrication of aluminium MMCs & associated difficulties – A review / N. Bhadauria, P. Vashishtha, S. Mishra, P. Bhardwaj // *Materials Today. Proceedings*. – 2022. – Vol. 64, is. 3. – P. 1276–1282.
12. Kumar A. Fabrication methods of metal matrix composites (MMCs) / A. Kumar, O. Vichare, K. Debnath, M. Paswan // *Materials Today. Proceedings*. – 2021. – Vol. 46, is. 15. – P. 6840–6846.
13. 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.
14. Mikheev R.S. Processing of the surface of a silumin plate with a high-energy source / R.S. Mikheev, T.A. Chernyshova // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2009. – Vol. 6. – P. 498–504.
15. Geng Y. Ultrafast microstructure modification by pulsed electron beam to enhance surface performance / Y. Geng, X. Chen, S. Konovalov, I. Panchenko, Y. Ivanov, V. Deev, E. Prusov // *Surface and Coatings Technology*. – 2022. – Vol. 434. – P. 128226.

16. Konovalov S. Modification of Al-10Si-2Cu alloy surface by intensive pulsed electron beam / S. Konovalov, D. Zaguliaev, Y. Ivanov, V. Gromov, A. Abaturova // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – Vol. 9, is. 3. – P. 5591–5598.

17. Кобелева Л.И. Анализ влияния дисперсности структуры и качества распределения армирующего наполнителя на трибологические свойства алюмоматричных композиционных материалов / Л.И. Кобелева, П.А. Быков, И.В. Катин, И.Е. Калашников, Р.С. Михеев // *Journal of advanced research in technical science*. – 2023. – № 36. – С. 84–89.

18. Borisova Yu. The dynamic recrystallization behavior in Al-Mg alloy / Yu. Borisova, A. Kalinenko, D. Yuzbekova, A. Mogucheva // *IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series*. – 2019. – Vol. 1270. – P. 012050.

19. Gubicza J. Effect of Mg addition on microstructure and mechanical properties of aluminum / J. Gubicza, N.Q. Chinh, Z. Horita, T.G. Langdon // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – Vol. 387–389. – P. 55–59.

20. Bykov P.A. Mapping wear modes of composite materials with intermetallic reinforcing based on antifrictional alloy of system Al-Sn-Cu / P.A. Bykov, I.E. Kalshnikov, L.I. Kobleva, I.V. Katin, R.S. Mikheev // *Letters on Materials*. – 2021. – Vol. 11, is. 2. – P. 181–186.

21. Du A. Lattanzi L, Jarfors A E W, et. al. Role of matrix alloy, reinforcement size and fraction in the sliding wear behaviour of Al-SiCp MMCs against brake pad material / A. Du, L. Lattanzi, A.E.W. Jarfors, J. Zheng, K. Wang, G. Yu // *Wear*. – 2023. – Vol. 530–531. – P. 204969.

УДК 621.791.722

Исследование процесса электронно-лучевой сварки разнородных соединений металлостеклянных узлов авиационного приборостроения.

Потапов М.А.¹, Слива А.П.¹

¹ НИУ «МЭИ», 111250 Москва, ул. Красноказарменная, 14
PotapovMA@mpei.ru; SlivaAP@mpei.ru

Аннотация. В работе исследуется процесс импульсной электронно-лучевой сварки (ЭЛС) узлов аэрокосмического приборостроения, выполненных из разнородных материалов, и проводится сравнение с непрерывным режимом ЭЛС. Рассматривается влияние импульсного режима на изменение геометрии сварных швов, форму проплавления и распределение тепловых полей в изделии. Представлены результаты экспериментальных исследований и моделирования различных режимов сварки. Показано, что применение импульсного режима позволяет снизить максимальные температуры в месте контакта металла со стеклом, что благоприятно влияет на получение вакуумплотных сварных швов в изделиях аэрокосмического приборостроения.

Ключевые слова: импульсная сварка, ЭЛС, М1, 29НК, численное моделирование, аэрокосмическое приборостроение.

Abstract: The work investigates the process of pulsed electron beam welding (EBW) of aerospace instrumentation units made of dissimilar materials and compares it with the continuous mode of EBW. The results of modeling various welding modes are presented. The influence of the pulsed mode on the change in weld geometry, penetration shape, and distribution of thermal fields in the product is considered. The results of experimental studies and modeling of various welding modes are presented. It is shown that the use of the pulsed regime makes it possible to reduce the maximum temperatures at the metal-glass contact point, which favorably affects the production of vacuum-tight welds in aerospace instrumentation products.

Keywords: impulse welding, EBW, M1, 29NK, numerical modeling, aerospace instrumentation.

Введение

В аэрокосмическом приборостроении существует проблема соединения в изделиях, содержащих металлостеклянные и металлокерамические соединения из-за разрушения спаев. При сварке таких деталей может происходить разрушение участков соединения металлических элементов со стеклом или керамикой по причине значительной разности термических коэффициентов линейного расширения (КТЛР) материалов и высоких температур нагрева в процессе сварки. Примером таких пар материалов являются: Н47ХБ с химическим стеклом С95-2, ковар (29НК) ГОСТ 10994-74 с боросиликатными

стеклами, ВК94-1 с алюминием [1-3]. Пример использования в микроэлектронике деталей со стеклянными элементами являются: электромагнитные реле, СВЧ-компоненты, полупроводниковые приборы, твердотельные волновые гироскопы и другие.

Конструкция рассматриваемого изделия состоит из штенгеля, основания и впаянных при помощи стекла С52-1 контактов (рис. 1). Внутри корпуса необходимо обеспечить вакуум (0,01 мм рт. ст) [4].

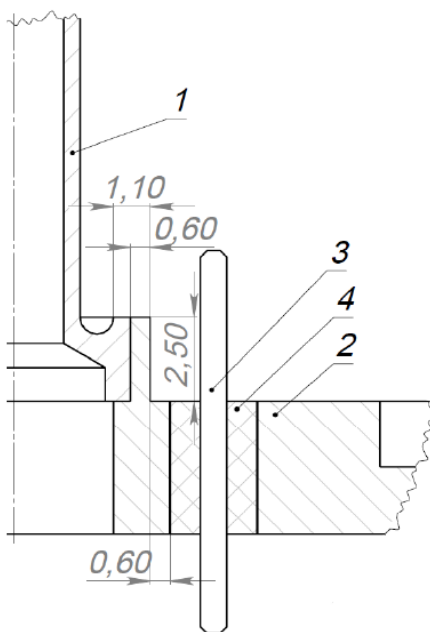


Рисунок 1 – Металлостеклянный узел:

1 – штенгель, 2 – основание, 3 – электрические контакты, 4 – стеклянный изолятор

Корпусирование изделия является заключительной стадией производства и состоит из двух этапов: получение разнородного сварного соединения основания из сплава 29НК – штенгеля из меди М1 и однородного сварного соединения колпака с основанием из сплава 29НК – 29НК (на рисунке не показано). В конструкции сварных соединений предусмотрены отбортовки, так как производится сварка тонкостенных элементов.

Использование традиционных методов сварки с высокой погонной энергией недопустимо, так как изоляторы, выполненные из стекла С52-1, расположены на небольшом удалении от места сварного соединения. Нагрев металлостеклянных узлов выше определенного значения может привести к разрушению и потере герметичности изделия. Таким образом, электронно-лучевая и лазерная сварка (ЛС) имеет ряд преимуществ по сравнению с обычными дуговыми процессами сварки. Они обеспечивают небольшую ЗТВ, узкую и глубокую зону проплавления, высокую плотность мощности, низкие остаточные напряжения и высокую производительность.

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) позволяет обеспечить лучшую защиту сварочной ванны, так как осуществляется в вакуумной камере. По причине высокой отражательной способности меди, эффективность нагрева при помощи лазера будет значительно ниже, чем при помощи электронно-лучевой сварки.

Для сварки тонкостенных конструкций широко применяется импульсная ЛС и ЭЛС [5], что позволяет снизить количество подводимой энергии при сохранении глубины шва на требуемом уровне [6]. Кроме того, применение импульсной сварки позволяет точно контролировать параметры процесса, увеличить скорости кристаллизации и уменьшить размеры зоны термического влияния

Исходя из анализа литературных данных [5, 7–11] определен диапазон изменения технологических параметров, применяемый при импульсной ЭЛС и ЛС (таблица 1).

Таблица 1 – Технологические параметры сварки в импульсном режиме

Время импульса $\tau_{и}$, мс	Частота следования импульсов f , Гц	Коэффициент перекрытия (%)	Погонная энергия $Q_{пог}$, Дж/мм
5 – 40	1 – 20	50 – 80	300 – 800

Так как значительная часть источников описывает лазерную импульсную сварку, сравнение мощности лазерного излучения и мощности электронного излучения затруднительно по причине различного характера термического воздействия на материалы.

Целью исследования является определение влияния импульсного электроннолучевого воздействия при сварке разнородного соединения из кобальта НК29 и меди М1 в изделиях аэрокосмического приборостроения.

Моделирование процесса ЭЛС

Для исследования влияния технологических режимов ЭЛС на форму и размеры сварных швов, а также на температуру в области металлостеклянного спая проводили моделирование распределения тепловых полей при непрерывной и импульсной ЭЛС.

Физические процессы распределения тепла, происходящие при импульсной и непрерывной ЭЛС, моделировались на основе решения уравнения теплопроводности с использованием численных методов. Для моделирования была разработана трехмерная модель (рис. 2), на которой разворачивалась адаптивная сетка для расчета температур. При этом в зоне ожидаемого максимального градиента температур размер сетки вручную уменьшали с целью повышения точности результатов распределения тепловых полей.

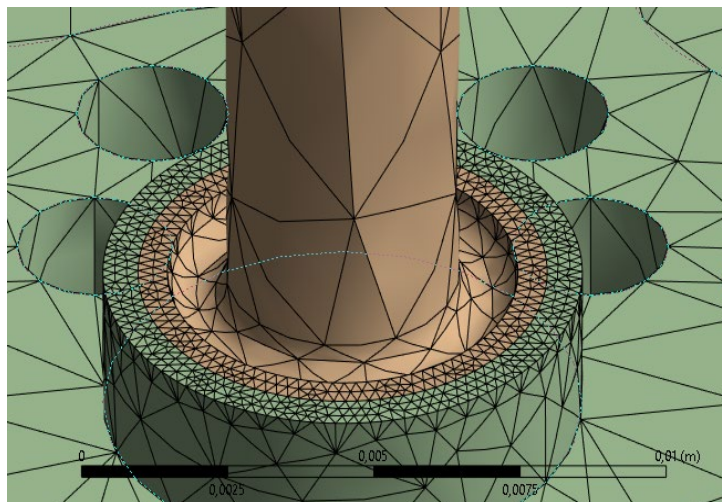


Рисунок 2 – Адаптивная сетка в зоне обработки

В модели распределение плотности мощности в зоне воздействия электронного луча задавалось в виде нормального распределения при помощи параметрического языка программирования. Закон распределения плотности мощности [12]:

$$q(x,y) = q_{2m} e^{\left(-\frac{x^2+y^2}{r_0^2}\right)}, \quad (1)$$

в импульсном режиме:

$$q(x,y,t) = \omega(t) \cdot q_{2m} e^{\left(-\frac{x^2+y^2}{r_0^2}\right)}, \quad (2)$$

$$\omega = \begin{cases} = 0, & \text{при } 0 \leq t \leq \tau_{\text{и}} \\ = 1, & \text{при } \tau_{\text{и}} < t < T \end{cases}$$

где q_{2m} – тепловой поток на оси пучка, Вт/мм², r_0 – эквивалентный радиус пучка, ω – периодическая функция, $\tau_{\text{и}}$ – время импульса, T – период. Временной шаг при расчете модели составлял 0,001 с. При моделировании учитывалось изменение теплофизических свойств материалов в зависимости от температуры. Состав сплава 29НК по ГОСТ 10994-74 представлен в таблице 2. Химический состав меди М1 высокой чистоты с содержанием $\text{Cu} > 99,9\%$ стандартизируется по ГОСТ 859 – 2001. Теплофизические свойства М1 и 29НК представлены в таблице 3.

Таблица 2 – Химический состав сплава 29НК

Fe	C	Si	Mn	Ni	S	P	Co	Cr	Ti	Al	Cu
51,14 – 54,5	до 0,03	до 0,3	до 0,4	28,5 – 29,5	до 0,015		17 – 18	до 0,1		до 0,2	

Таблица 3 – Теплофизические свойства М1 и 29НК

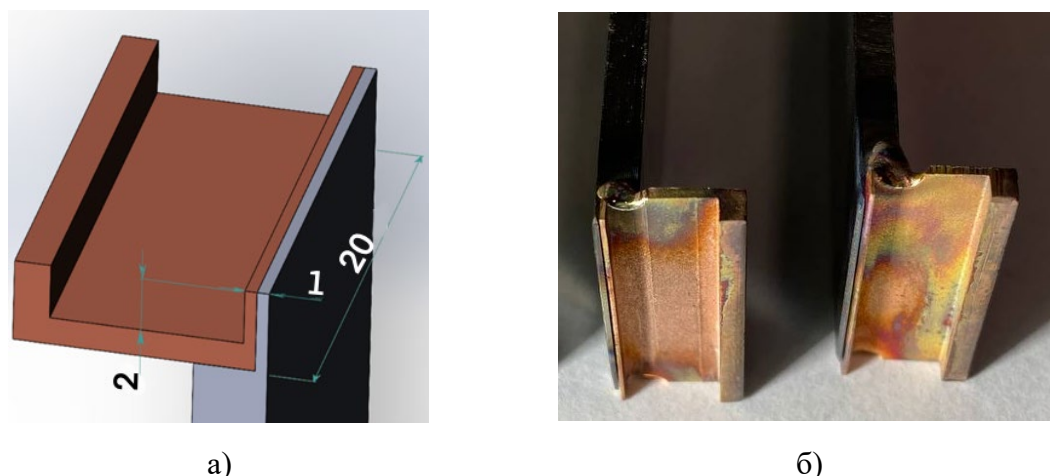
Свойства	Медь М1	29НК
Плотность, г/см ³	8,96	8,35
Температура плавления, °С	1083	1450
КТЛР, 10 ⁻⁷ °С ⁻¹	165	43...54
Теплопроводность, Вт/(м · К)	386	20
Удельное сопротивление, Ом · м	0,017	0,49
Предел прочности, Н/м ²	244	614
Относительное удлинение, %	50	50

Материалы и методы

Для экспериментальных исследований в работе использовалась установка электронно-лучевой сварки с ускоряющим напряжением 60кВ, оборудованная электронной пушкой с прямонакальным катодом, рабочий вакуум в сварочной камере $1,33 \times 10^{-2}$ Па (1×10^{-4} мм рт. ст.).

Эксперименты по импульсной ЭЛС проводились на образцах из сплава 29НК и меди М1 специальной формы, повторяющие форму стыка и массовые характеристики в реальных изделиях (рис. 3, а). При этом длина прямолинейного шва на образцах составляла 22 мм, в реальном изделии длина кругового шва – 21,98 мм.

Перед сваркой производили подготовку образцов: удаление заусенцев, очистка поверхности от загрязнений и промывка этиловым спиртом. После чего производилась сборка и прихватка образцов (рис. 3, б). ЭЛС образцов производилась в стык без присадочных материалов в импульсном режиме.



а) б)
Рисунок 3 – Схема образца:
а) модель б) образцы с выполненными прихватками

Режимы ЭЛС – скорость сварки v , ток луча $I_{л}$ и ток фокусировки $I_{ф}$, частота следования импульсов f , время импульса $\tau_{и}$ были рассчитаны и скорректированы в экспериментах таким образом, чтобы обеспечить проплавление в импульсном режиме пластины из ковара (29НК) толщиной 1 мм и пластины М1 толщиной 0,5 мм. Режимы ЭЛС с расчетной погонной энергией $Q_{пог}$ представлены в таблице 4: 1–3 – импульсные режимы образцов (И) и 4 – непрерывный режим реального изделия (Н).

Таблица 4 – Режимы ЭЛС.

Образец №	Режим	$Q_{пог}$, Дж/см	$I_{л}$, МА	$\tau_{и}$, мс	f , Гц	v , мм/мин
1	И	576	6	40	2	30
2		300	10	20		48
3		360	12	20		48
4	Н	163,6	6	-	-	1320

После сварки образцы были разрезаны в поперечном сечении, отшлифованы, отполированы и протравлены в 2% растворе азотной кислоты в спирте. Исследование формирования сварных швов производили с использованием металлографического оптического микроскопа Zeiss Observer Z1m.

Результаты исследований

В результате численного моделирования было получено распределение теплового поля в детали при сварке в импульсном и непрерывном режимах. На рисунке 4 приведено распределение

температуры в области сварного стыка и в области металлостеклянного сая для импульсного режима сварки № 2. На распределении тепловых полей в области сварного шва (рис. 4, а) фиолетовым цветом обозначена температура плавления меди М1, желтым – температура плавления ковара 29НК.

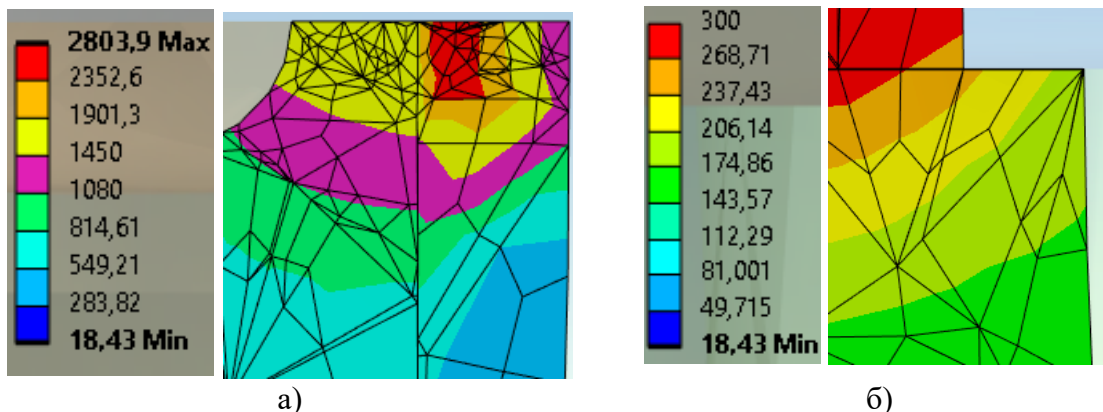


Рисунок 4 – Распределение тепловых полей на непрерывном режиме в детали:
а) в области оплавления б) в области металлостеклянного узла

Для всех режимов ЭЛС оценивались следующие параметры: коэффициент оплавления кромок $\gamma^{\text{мод}}$ как для 29НК, так и для М1, площадь поперечного сечения шва $F^{\text{мод}}$, глубина проплавления $h^{\text{мод}}$, максимальная температура t_{max} в зоне металлостеклянного сая (таблица 5).

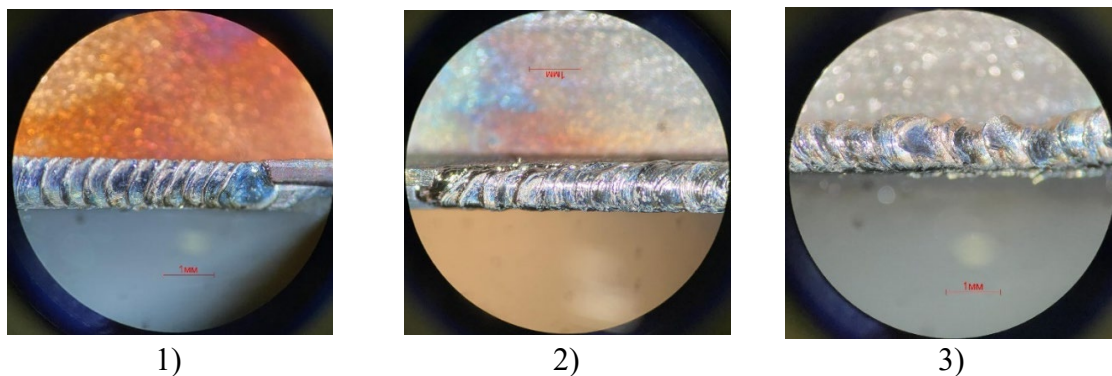
Таблица 5 – Геометрические параметры сварных соединений, полученные в результате моделирования и на экспериментальных образцах

№	Режим	$\tau_{\text{и}}$, мс	$I_{\text{л}}$, МА	γ , %		$\gamma^{\text{мод}}$, %		F , мм ²	$F^{\text{мод}}$, мм ²	h , мм	$h^{\text{мод}}$, мм	t_{max} , °С
				М1	29НК	М1	29НК					
1	И	40	6	39,4	60,6	39	61	0,33	0,46	0,6	0,62	229,57
2		20	10	49,3	50,7	59	41	0,54	0,46	0,98	0,59	163,97
3		20	12	48,4	51,6	60	40	0,83	0,66	1,38	0,77	187,36
4	Н	-	6	73,9	26,1	55,9	44,1	0,41	0,42	0,6	0,58	289,56

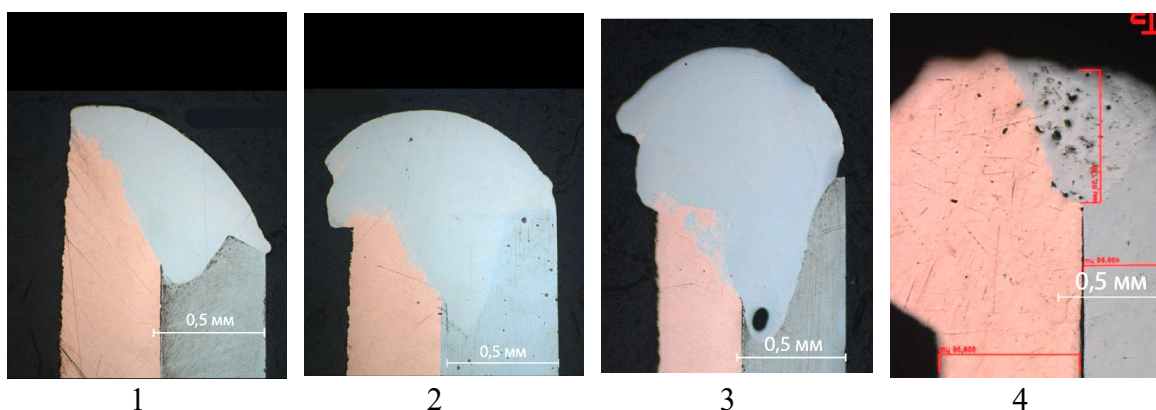
На рисунке 5 показаны сварные соединения, выполненные в импульсном режиме (№ 1–3).

На рисунке 6 приведены макрошлифы сварных соединений, выполненных импульсным (№ 1-3) и непрерывным (№ 4) электронным лучом.

Смещение корня шва относительно стыка составило 0,08 мм на режиме № 1, 0,11 мм на режиме № 2 и 0,1 мм на режиме № 3.



1) 2) 3)
Рисунок 5 – Примеры сварных соединений, выполненных в импульсном режиме (№ 1–3)



1 2 3 4
Рисунок 6 – Макрошлифы сварных соединений:
1 – режим № 1, 2 – режим № 2, 3 – режим № 3, 4 – режим № 4

Обсуждение результатов

На рисунке 7 представлены макрошлифы сварных швов в сравнении с результатами расчета распределения тепловых полей при сварке. На образце № 1 кромка меди была смещена выше кромки кобальта, что повлияло на форму и размеры зоны оплавления. Определение площади сварного соединения затруднено определением границы проплавления на материале М1, поскольку на макрошлифах отчетливо видно лишь границу перемешивания М1 и 29НК, что так же влияет на точность полученных данных.

Судя по положению корневого пика на макрошлифах режимов № 2 и 3 ось электронного пучка при сварке была смещена относительно стыка в направлении 29НК на ~ 0.2 мм. Действительное положение электронного луча оказывает существенное влияние на степень оплавления кромок γ и площадь поперечного сечения шва F . Кроме того, в расчетной модели используется поверхностный источник тепла, в то время как характер формирования сварных швов с характерным кинжальным проплавлением (рис. 6), свидетельствует о существенном влиянии давления паров на формирование зоны оплавления и заглублинии области действия

источника. Таким образом, однозначно сравнивать результаты эксперимента и моделирования, без учета смещения электронного луча относительно кромок и использования объемной модели источника тепла, нельзя. Однако результаты моделирования и экспериментов на режимах 1 и 4 совпадают с моделью по глубине проплавления h (таблица 5). На режимах 2 и 3 экспериментальные и расчетные значения существенно отличаются: на режиме 2 – $h^{\text{мод}} = 0,98$ и $h = 0,59$ мм, на режиме 3 – $h^{\text{мод}} = 1,38$ и $h = 0,77$ соответственно. Для повышения точности расчетных моделей необходимо учитывать распределение источника тепла по вертикальной оси и смещение электронного пучка относительно свариваемых кромок.

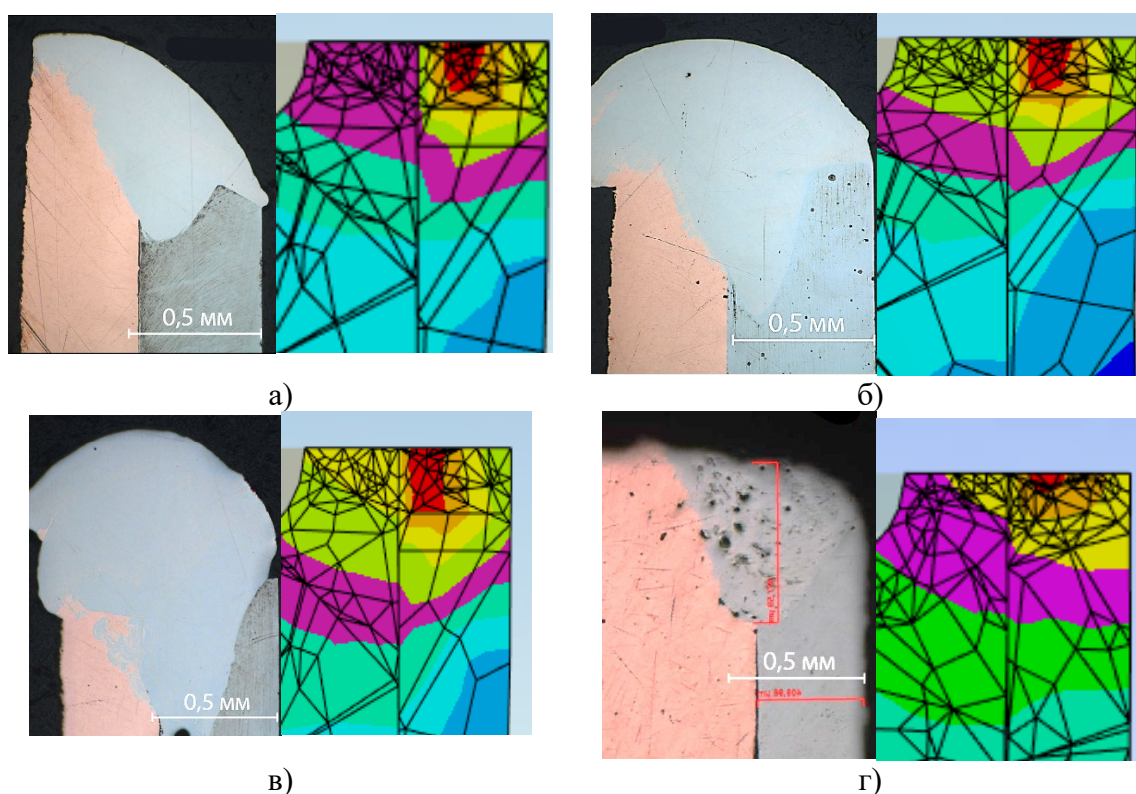


Рисунок 7 – Фотографии сварных швов и результаты моделирования:
а – режим № 1, б – режим № 2, в – режим № 3, г – режим № 4

Необходимо отметить, что характер распределения тепла в зоне сварки не имеет существенного влияния на удалении от сварного шва, в том числе на распределение тепловых полей в области металлостеклянного спае. Результаты расчета (таблица 5) показывают, что в импульсном режиме ЭЛС №2 и №3 даже при большей погонной энергии до 300 Дж/см и 360 Дж/см соответственно, максимальная температура в зоне спаев составляет 163,97 и 187,36°C соответственно. При сварке на непрерывном режиме № 4 максимальная температура составляет 289,56°C. Таким образом, по результатам моделирования, максимальная температура в области металлостеклянных спаев при

импульсных режимах сварки № 2 и № 3 ниже, чем для непрерывного режима более чем на 100 °С. При этом глубина проплавления увеличивается: на импульсном режиме № 2 – до 0,59 мм по модели и до 0,98 мм в эксперименте, на импульсном режиме №3 – до 0,77 мм по модели и до 1,38 мм в эксперименте, по сравнению с непрерывным режимом № 4 – 0,58 мм по модели и 0,6 мм в эксперименте. Это говорит о наличии резерва для уменьшения тока луча при импульсных режимах для получения необходимой глубины проплавления 0,6 мм.

Однако для гарантирования минимальной глубины проплавления в импульсном режиме, необходимо проводить дополнительные исследования макрошлифов вдоль сварного стыка для определения стабильности глубины.

Выводы

Проведено сравнение формирования соединений на непрерывном и импульсных режимах ЭЛС экспериментальных образцов разнородных соединений меди М1 и кобальта 29НК, а также численное моделирование распространения тепловых потоков в разнородных сварных конструкциях с металлостеклянными спаями.

Показано, что применение импульсных режимов по сравнению с непрерывным позволяет существенно уменьшить максимальную температуру нагрева в области металлостеклянных спаев: с 289,56 °С до 163,97 °С, не смотря на увеличение значений погонной энергии. При этом глубина проплавления при минимальных использованных режимах ЭЛС составляла 0,98 мм против 0,6 мм для непрерывного режима и сохраняется резерв для уменьшения режимов сварки: времени импульса $\tau_{и}$ и тока луча $I_{л}$, для еще большего уменьшения температуры в зоне металлостеклянного спая.

Для проведения дальнейших исследований необходимо оптимизировать расчетную модель с учетом распределения источника тепла по глубине сварного шва и реального положения электронного пучка относительно стыка.

Литература

1. Лгалов В.В., Токарев А.М. Изучение эксплуатационной стойкости деталей из искусственного графита при изготовлении металлостеклянных соединений // Сборник научных трудов Всероссийской конференции с международным участием «Жизненный цикл конструкционных материалов». – 2015. – С. 56.
2. Зенин А.А. Электронно-лучевая технология получения металлокерамических соединений / А.А. Зенин, А.С. Климов // Современные материалы, техника и технология: материалы Международной научно-практической конференции, Курск, 22 декабря 2011 года / Ответственный редактор Горохов А.А. – Курск: Закрытое акционерное общество "Университетская книга", 2011. – С. 154–158.

3. Петров С.В. Спаи металла со стеклом. Роль и условия отжига металла перед спаиванием со стеклом / С.В. Петров, Б.Д. Юрасов // Приборы и техника эксперимента. – 2004. – № 1. – С. 148-149.
4. Волчихин И.А., Волчихин А.И., Малютин Д.М., Матвеев В.В., Распопов В.Я., Телухин С.В., Шведов А.П. Волновые твердотельные гироскопы (аналитический обзор) // Известия ТулГУ. Технические науки. 2017. № 9.
5. Chludzinski M., dos Santos R.E., Churiaque C., Fernández-Vidal S.R., Ortega-Iguña M., Sánchez-Amaya J.M. Pulsed laser butt welding of AISI 1005 steel thin plates // Optics and Laser Technology. – 2021. – No 134. – С. 1–11.
6. Щербаков А.В., Гончаров А.Л., Чадова И.И. Методы определения параметров технологических режимов при электронно-лучевой сварке тонкостенных изделий // Вестник МЭИ. – Москва : [б.н.], 2012. – С. 85–90.
7. Bharadwaj V., Rai A.K., Upadhyaya B.N., Singh R., Rai S.K., Bindra K.S. A study on effect of heat input on mode of welding, microstructure and mechanical strength in pulsed laser welding of Zr-2.5 wt. % Nb alloy [Журнал] // Journal of Nuclear Materials. – 2022. – P. 1–14.
8. Slobodyan M.S., Kudiiarov V.N., Lider A.M. Effect of energy parameters of pulsed laser welding of Zr-1%Nb alloy on metal contamination with gases and properties of welds [Журнал] // Journal of Manufacturing Processes. – 2019. – P. 472–490.
9. Численное моделирование процессов формирования сварного шва при импульсной лазерной Nd:YAG-сварке сплава Zr–1% Nb / G. Satyanarayana, K. L. Narayana, B. N. Rao [и др.] // Теплоэнергетика. – 2019. – № 3. – С. 72-82. – DOI 10.1134/S0040363619030068. – EDN YVCLNZ
10. Sheikhabaee H. et al. Investigating sensitivity to process parameters in pulsed laser micro-welding of stainless steel foil // Optics & Laser Technology. – 2022. – Т. 148. – С. 107737.
11. Janasekaran S. et al. Influence of the overlapping factor and welding speed on T-joint welding of Ti6Al4V and Inconel 600 using low-power fiber laser // Metals. – 2016. – Т. 6. – №. 6. – P. 134.
12. Hong Z. et al. Numerical simulation of the electron beam welding and post welding heat treatment coupling process // High Temperature Materials and Processes. – 2018. – Т. 37. – No 9–10. – P. 793–800.

УДК 537.32, 621.791.722

Экспериментальное определение абсолютного коэффициента термоЭДС конструкционных сплавов и чистых металлов*

Гончаров А.Л.¹, Чулков И.С.¹, Козырев Х.М.¹, Нехорошев А.В.¹

¹ Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва, Россия

Аннотация. В статье описана проблема оценки величины отклонения электронного луча при сварке разнородных металлов, решение которой требует достаточных знаний о зависимости абсолютного коэффициента термоЭДС ($S_{абс.}$) от температуры для конструкционных материалов и чистых металлов. Описаны измерительный стенд, методика проведения экспериментов и вычисления зависимости $S_{абс.}(T)$. Полученные результаты для чистых металлов согласуются с данными полученными другими авторами. Показано, что по графикам зависимости $S_{абс.}(T)$ можно определить температуры фазовых переходов I и II рода.

Ключевые слова: электронный луч, термоЭДС, абсолютный коэффициент термоЭДС, отклонение электронного луча, фазовые превращения, конструкционные материалы.

Abstract. The article describes the problem of estimating the magnitude of the electron beam deflection during welding of dissimilar metals, the solution of which requires sufficient knowledge about the dependence of the absolute coefficient of thermal EMF ($S_{abs.}$) on temperature for structural materials and pure metals. The measuring stand, the method of conducting experiments and calculating the dependence $S_{abs.}(T)$ are described. The results obtained for pure metals are consistent with the data obtained by other authors. It is shown that the dependence graphs $S_{abs.}(T)$ can be used to determine the temperatures of phase transitions of the I and II kind.

Keywords: electron beam, thermal EMF, absolute coefficient of thermal EMF, electron beam deflection, phase transformations, structural materials

Введение

Термоэлектрические эффекты нашли полезное применение и широко используются в различных устройствах, таких как термопары для измерения температуры, термогенераторы [1], тепловые насосы [2], способы диагностики [3, 4]. С другой стороны, в технологии электронно-лучевой сварки конструкций из разнородных металлических материалов (сталей, сплавов на основе никеля, титана, меди, алюминия и т.д.) существует проблема, связанная с отклонением электронного пучка от

* Статья опубликована по результатам работ, выполненных в «НИУ «МЭИ» при финансовой поддержке Российского научного фонда, соглашение № 23-29-00871, <https://rscf.ru/en/project/23-29-00871>

стыка при электронно-лучевой сварке, что обусловлено термоэлектрическими эффектами и протеканием термоэлектрического тока [5], магнитное поле которого воздействуя на электроны пучка приводит к формированию дефектов сварных соединений [6–8] (рис. 1). Особенно сильно данный эффект может проявить себя при глубине свариваемого стыка 40 мм и более [9].

Для решения данной проблемы используют два подхода. Первый подход подразумевает использование специализированной оснастки, дополнительного оборудования [10] или новых технологических решений [11], которые на основе предварительно полученных данных из экспериментов позволяют определить величину компенсации отклонения электронного пучка в магнитном поле термоэлектрических токов. Данный подход позволяет добиться приемлемых результатов качества сварного шва, но требует значительных затрат временных и материальных ресурсов.

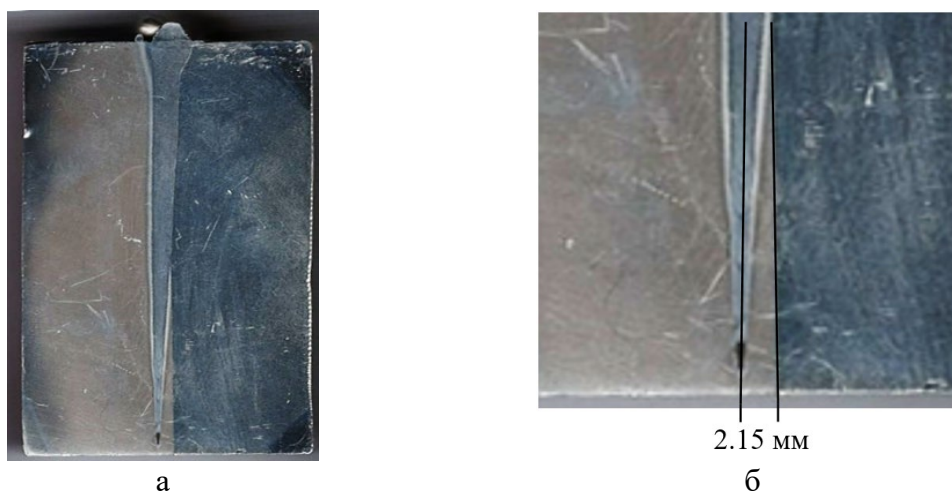


Рисунок 1 – Отклонение электронного пучка под действием магнитного поля термоэлектрических токов при сварке сталей разных структурных классов: а – поперечное сечение сварного шва толщиной 60 мм, б – отклонение оси шва от сварного стыка

Второй подход относится к современному способу повышения точности описания траектории электронного пучка при глубоком проплавлении разнородных материалов путем математического моделирования. Однако адекватность решения, получаемого любой самой сложной моделью, зависит не только от ее математической и программной реализации, но и в большой степени от полноты и точности описания физических свойств материалов, используемых в модели [13–16]. Вместе с тем, использовать приблизительные значения термоэлектрических свойств в сложных численных моделях также не оправдано. Таким образом для решения описанной проблемы требуются знания о термоэлектрических свойствах материалов [12].

Абсолютный коэффициент термоЭДС ($S_{абс}$) позволяет оценить, насколько сильно материал способен создавать термоЭДС при заданной разнице температур, и является важным параметром для оценки термоэлектрических свойств материалов. Коэффициент $S_{абс}$ связан с явлением Зеебека, которое описывает возникновение термоэлектрического напряжения на концах последовательно соединенных разнородных проводников, контакты между которыми находятся при различных температурах. Этот эффект обусловлен разницей в концентрации носителей зарядов (электронов и дырок) в материале из-за разницы температур, что приводит к появлению электрического тока [1, 2].

Вычислить коэффициент $S_{абс}$, характеризующий свойства материала с достаточной точностью для сплавов, не представляется возможным. Это связано с наличием сложных механизмов рассеяния [2] и фазовых превращений в реальных металлах технической чистоты, а при рассмотрении сплавов эти зависимости становятся еще более сложными [17–19].

Для чистых металлов можно рассчитать абсолютный коэффициент термоЭДС на основании теории Максвелла – Больцмана и квантовой теории для контакта двух металлов [20, 21]. Однако полученные данные не дают необходимой точности в 5% для математических моделей и при высоких температурах позволяют оценить только закономерность [20]. Таким образом для сплавов имеющих сложное легирование вычислить коэффициент S на данный момент не представляется возможным. Наиболее достоверный способ определения коэффициента $S_{абс}$ для таких материалов является из экспериментов [22, 23].

Существует несколько методов, которые позволяют определить коэффициент $S_{абс}$, но наиболее распространенные методы это интегральный и дифференциальный [24, 25]. Дифференциальный метод определения коэффициента $S_{абс}$ подразумевает использование коротких образцов произвольной формы, что делает данный метод не удобным в применении, так как исследуемые нами образцы имеют форму проволок.

Интегральный метод измерения термоЭДС основан на измерении разности потенциалов термопары один электрод которой изготовленной из материала сравнения, а второй из исследуемого материала и описывается выражением:

$$\Delta V = - \int_{T_0}^T (S_{ср} - S_{обр}) \cdot dT, \text{ где} \quad (1)$$

где ΔV – разность потенциалов, равная относительной интегральной термоЭДС термопары, $S_{ср}$ – абсолютный коэффициент термоЭДС электрода сравнения, $S_{обр}$ – абсолютный коэффициент термоЭДС

электрода из исследуемого материала [5, 16]. Для того чтобы экспериментально определить коэффициент $S_{абс}$ материала необходимо знать зависимость относительной интегральной термоЭДС от температуры.

Цель работы – определение коэффициента $S_{абс}$ для конструкционных сплавов и технически чистых металлов, а также определение температур фазовых переходов I и II рода.

Методика исследований и материалы

При проведении экспериментов в данной работе использовали интегральный метод, заключающийся в измерении разности потенциалов на концах исследуемой термопары, состоящей из исследуемого материала и материала сравнения. Материалом сравнения была выбрана проволока из сплава хромель, с составом 89-91% никеля и 8,7–10% хрома.

Абсолютный коэффициент термоЭДС хромели $S_{ср}$ вычисляли на основе справочных данных, представленных в следующих источниках [24, 26].

Измерения относительной интегральной термоЭДС проводили на стенде (рис. 2) состоящем из программируемой муфельной печи (1), термопары контроля температуры, состоящей из электродов (2) и (3), исследуемой термопары, состоящей из электродов (2) и (4) и системы сбора данных (5). Нагрев проводили в муфельной печи со скоростью не более 9,1 °С/мин. в диапазоне от 100 до 1100 °С, измерение температуры осуществляли дополнительной термопарой из хромель-алюмели (тип К) в непосредственной близости от исследуемой термопары.

Химический состав исследованных материалов был поделен на группы: технически чистые металлы (таблица 1), титановые сплавы (таблица 2), железохромоникелевые сплавы (таблица 3) и стали (таблица 4).

Таблица 1 – Химический состав технически чистых металлов

Марка	Химический состав, %
НП1	Ni \geq 99.9, Fe < 0.04, C < 0.01, Si < 0.03
НП2	Ni \geq 99.5, Fe < 0.1, C < 0.1, Si < 0.15, Mg < 0.1
ТВЧ	Ta \geq 99.9, Fe < 0.0012, C < 0.005, W < 0.005, Si < 0.0012
Нб-1	Nb \geq 99.75, Fe < 0.005, C < 0.01, Ta < 0.1, Si < 0.005

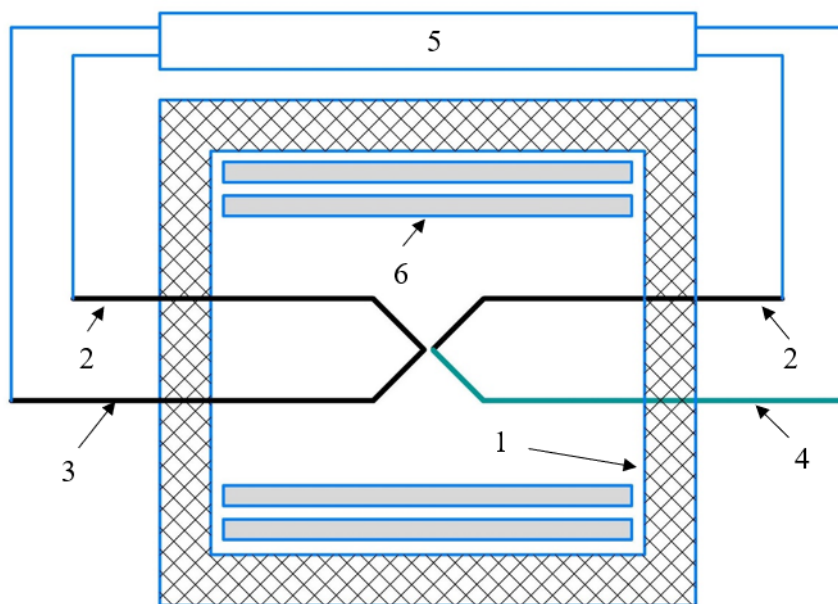


Рисунок 2 – Схема стенда для измерения термоЭДС:

1 – программируемая муфельная печь, 2 – хромель, 3 – алюминель, 4 – исследуемый образец, 5 – система сбора данных, 6 – нагревательные элементы

Таблица 2 – Химический состав титановых сплавов

Марка	Химический состав, %
СПТ-2	Ti 89.4 – 92.7, Fe <0.15, C <0.005, Al 3.5 – 4.5, V 2.5 – 3.5, Zr 1 – 2, Si <0.1
Вт6ч	Ti 87.6 – 90.6, Fe <0.4, C <0.1, Al 5.5 – 6.75, V 3.5 – 4.5, Si <0.07
Ti6Al4V	Ti 87.7 – 90.7, Fe <0.3, C <0.08, Al 5.5 – 6.75, V 3.5 – 4.5
ТН-1	Ti 45.95 – 42.95, Fe <0.3, C <0.1, Ni 53.5 – 56.5, Si <0.15

Таблица 3 – Химический состав железохромоникелевых сплавов

Марка	Химический состав, %
Inconel718	Ni 50 – 55, Fe 11.1 – 22.5, C <0.08, Cr 17 – 21, Ti 0.65 – 1.15, Nb 4.75 – 5.5, Al 0.2 – 0.8, Si <0.35, Mn <0.35
ЭП718	Ni 43 – 47, Fe 22.2 – 33.6, C <0.1, Cr 14 – 16, Nb 0.8 – 1.5, W 2.5 – 3.5, Al 0.9 – 1.4, Si <0.3, Mn <0.6
36НХТЮ	Ni 35 – 37, Fe 43.6 – 48.8, C <0.05, Cr 11.5 – 13, Ti 2.7 – 3.2, Al 0.9 – 1.2, Si 0.3 – 0.7, Mn 0.8 – 1.2

Для измерения температуры в непосредственной близости от горячего спая исследуемой термопары, рядом размещали термопару (тип К) для измерения температуры. Горячие спаи термопар размещали на расстоянии друг от друга не более 5 мм. Для обеспечения близкой скорости нагрева термопар, на которую влияет инерционность, обеспечивали одинаковыми геометрическими параметрами и размещением их в керамическом корпусе.

Таблица 4 – Химический состав сталей

Марка	Химический состав, %
08Г2С	Fe 96,3–96,9, C 0,05–0,11, Cr <0,2, Ni <0,25, Si 0,7–0,95, Mn 1,8–2,1
10Х16Н25АМ6	Fe 46,1–53,7, C 0,08–0,12, Cr 15–17, Ni 17–24, Mo 5,5–7, Si <0,6, Mn 1–2
316LSi	Fe 59,5 – 66,7, C <0,03, Cr 18–20, Ni 11–14, Mo 2–3, Si 0,65–1, Mn 1,6–2,5
309LSi	Fe 56,8–62, C <0,03, Cr 23–25, Ni 12–14, Mo <0,75, Si 0,65–1, Mn 1,6–2,5
SW 146	Fe 63,6, C <0,1, Cr 18,5, Ni 8,5, Si 0,8, Mn 8,5
SW430	Fe 82, C <0,01, Cr 17, Ni 0,25, Si 0,3, Mn 0,4

Относительную интегральную термоЭДС (ΔV) исследуемой термопары измеряли милливольтметром с АЦП LCard LTR 11, параллельно фиксировалась температура с термопары типа К. Полученные значения записывали системой сбора данных с частотой 5 Гц. Предварительно перед началом нагрева печь выдерживали не менее 1 часа при постоянной температуре 50 °С для прогрева всех элементов печи и термопар с целью минимизации разности температур внутри печи. В конце нагрева температура в печи оставалась постоянной при 1100 °С.

Данные с системы сбора были получены в виде таблиц с расширением CSV со значениями относительной интегральной термоЭДС исследуемых термопар. Полученные данные подвергали математической обработке, сортировке по температуре и осреднению по ΔV . Проводили вычисление относительного коэффициента термоЭДС исследуемых материалов по формуле:

$$S_{\text{отн}}(T) = -\frac{d\Delta V}{dT}. \quad (2)$$

Дифференцирование $\frac{d\Delta V}{dT}$ проводили численно, методом Ньютона с интерполяционным полиномом на нерегулярной сетке. Результатом дифференцирования является относительный коэффициент термоЭДС $S_{\text{отн}}(T)$ от температуры для исследуемой термопары. В соответствии с формулой:

$$S_{\text{отн}}(T) = S_{\text{абс. обр.}}(T) - S_{\text{абс. хр.}}(T), \quad (3)$$

вычисляли абсолютный коэффициент термоЭДС исследуемого образца материала $S_{\text{абс. обр.}}(T)$.

Результаты и обсуждение

Для двух марок НП1 и НП2 на графиках, изображенных на рисунке 2, наблюдается схожая тенденция, экстремум в районе 360–370 °С, что находится в области температуры Кюри для чистого никеля, которая составляет 355 °С.

Для материалов ТВЧ и Нб-1 зависимости коэффициента $S_{абс.}(T)$ (рис. 3) имеют схожий между собой характер и меняют знак в области 500–600 °С.

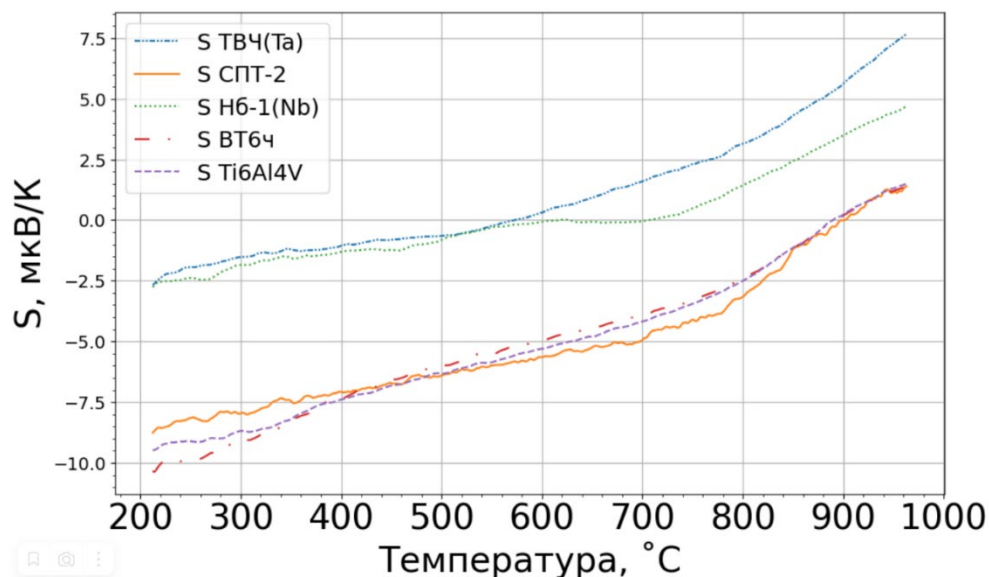


Рисунок 3 – Зависимость коэффициента $S_{абс.}(T)$ для материалов ТВЧ, СПТ-1, Нб-1, ВТ6ч, Тi6Al4V

Однако дальнейший рост коэффициента термоЭДС тантала ускоряется. Схожие по виду закономерности с танталом и ниобием имеют сплавы СПТ-2, ВТ6ч и Тi6Al4V на основе титана (рис. 4). Стоит отметить, что данные сплавы в среднем содержат по химическому составу порядка 90% титана и основным отличием их между собой является содержание алюминия и ванадия, а также сплав СПТ-2 содержит цирконий, которого нет в составах ВТ6ч и Тi6Al4V. В итоге это, с наибольшей вероятностью, и является причиной разного характера роста коэффициента термоЭДС; изменение знака коэффициента у всех сплавов на основе титана происходит в области температур 890 – 900 °С.

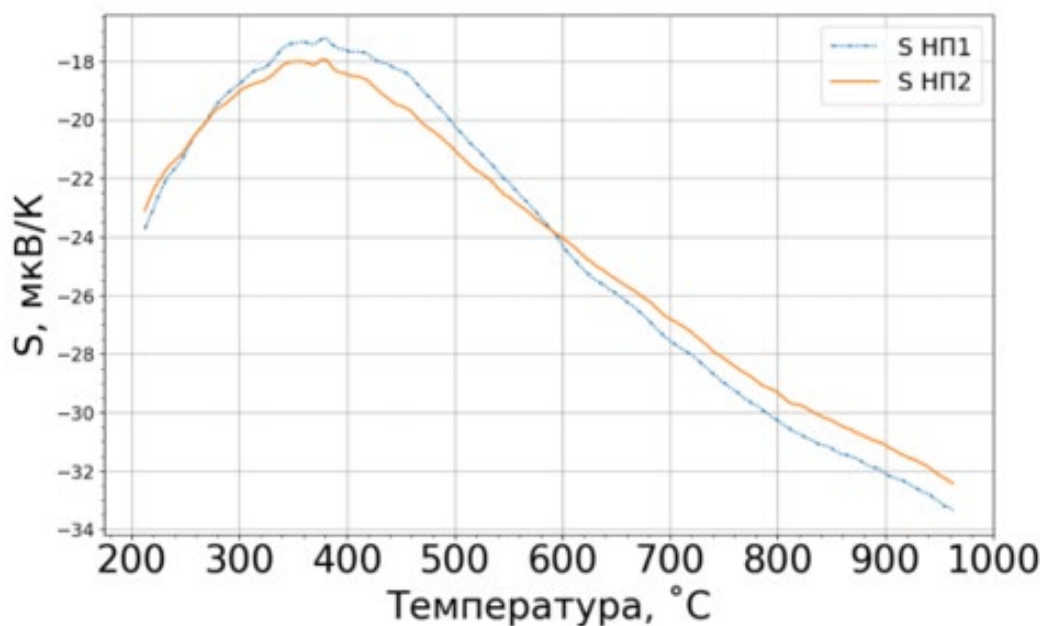


Рисунок 4 – Зависимость коэффициента $S_{абс.}(T)$ для никеля марок НП1 и НП2

Результаты экспериментального определения зависимости коэффициента $S_{абс.}(T)$ для чистых металлов показали соответствие с результатами полученными другими авторами [27, 28], что подтверждает применимость методики, использованной в экспериментах.

Коэффициент $S_{абс.}(T)$ для сплавов на рисунке 5 имеет положительный знак на всем диапазоне измеренных значений. Сплавы Inconel718 и ЭП718 имеют близкую зависимость коэффициента термоЭДС, что объясняется близким химическим составом. Среди сплавов, представленных на рисунке 5, выделяется нитинол (ТН-1), так как он имеет наибольший положительный коэффициент термоЭДС среди всех исследованных образцов. Сплав SW430 на основе железа, имеет отличную от других сплавов зависимость, заключающаяся в уменьшении коэффициента термоЭДС с ростом температуры. Так же данный сплав единственный на основе железа среди исследованных имеет положительный коэффициент термоЭДС.

Зависимости коэффициента $S_{абс.}(T)$ для сплавов 36НХТЮ, SW146, 309LSI, 316LSI (рис. 6), которые содержат от 50% железа, имеют схожий характер, что можно объяснить достаточно близким химическим составом и одинаковым аустенитным структурным классом сплавов. Однако сплав 10X16H25AM6 также обладает аустенитным структурным классом, но зависимость коэффициента термоЭДС значительно отличается от других сплавов, рассматриваемых на рисунке 6. Коэффициент термоЭДС у сплава 10X16H25AM6 меняется знак с отрицательного на положительный с ростом температуры примерно при 550 °C.

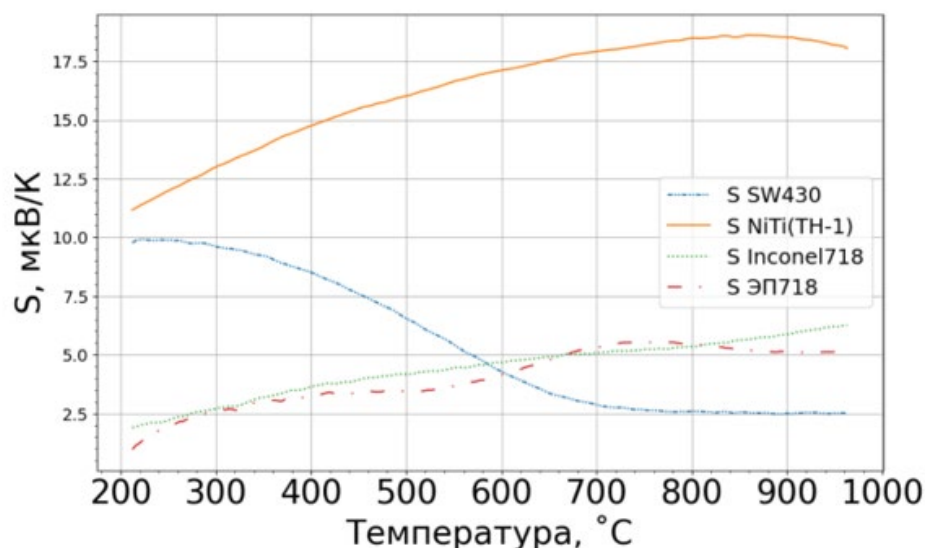


Рисунок 5 – Зависимость коэффициента $S_{абс.}(T)$ для сплавов SW430, TH-1, Inconel718, ЭП718

Сплав 08Г2С на рисунке 6 тоже имеет отличительные особенности в сравнении с другими сплавами. На его графике присутствуют экстремумы первый в области 330–340 °С, второй в области 690–700 °С и третий в области 890 °С. Второй и третий экстремумы вероятно связаны с началом и концом полиморфного превращения в материале.

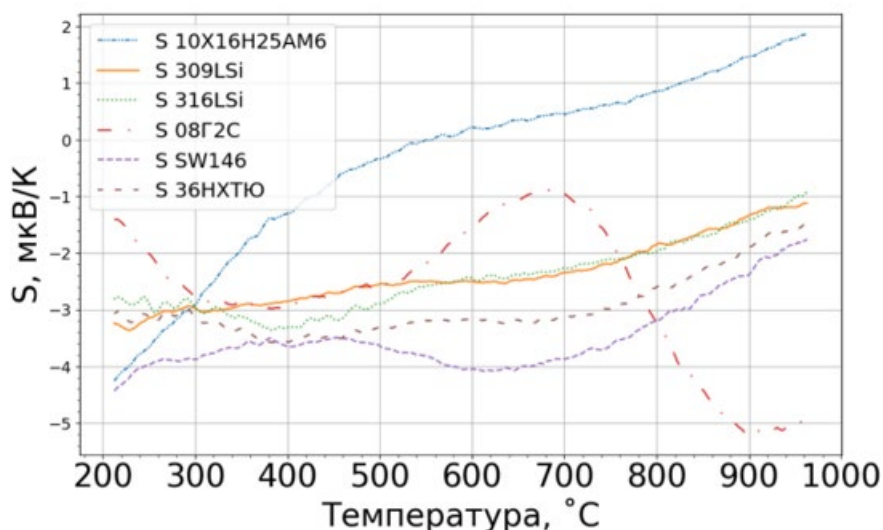


Рисунок 6 – Зависимость коэффициента $S_{абс.}(T)$ для сплавов 08Г2С, SW146, 36НХТЮ, 10Х16Н25АМ6, 309LSI, 316LSI

Заключение

В ходе исследования были получены зависимости абсолютных коэффициентов термоЭДС от температуры для чистых металлов и сплавов. Полученные результаты могут быть использованы для расчетов и математического моделирования. Установлено, что большинство

коррозионностойких сталей имеют отрицательный коэффициент $S_{абс.}$, а сплавы на никелевой основе имеют положительный коэффициент $S_{абс.}$.

Установлено влияние процессов, протекающих в кристаллической решетке материала при нагреве, такие как потеря магнетизма при температуре Кюри и полиморфные превращения на характер графика зависимости абсолютного коэффициента термоЭДС от температуры.

Отработана методика сбора и обработки экспериментальных данных, полученных с исследованных образцов.

Литература

1. Бронштейн А.С. Термоэлектрические генераторы – М.: «Госэнергоиздат», 1956. – 45 с.
2. Каганов М.И., Лифшиц И.М. Квазичастицы: Идеи и принципы квантовой физики твердого тела. – М.: «Наука», 1989. – 96 с.
3. Плотников А.Л., Крылов Е.Г., Бирюков Р.Ю. Оценка режущих свойств твердосплавных пластин по величине термоЭДС / Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2007. – № 3(29). – С. 86–88.
4. Беленький А.М. Определение содержания углерода, кремния и марганца в стали методом термоЭДС / А.М. Беленький, К.Р. Удаляя, С.И. Чибизова // Черные металлы. – 2018. – № 2. – С. 44–47.
5. Goncharov A.L., Sliva A.P., Kharitonov I.A., Chulkova A.V. & Terentyev E.V. (2020). Research of thermoelectric effects and their influence on electron beam in the process of welding of dissimilar steels. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 759(1). <https://doi.org/10.1088/1757-899X/759/1/012008>
6. Wei P.S. & Chung F.K. (1997). Three-dimensional electron-beam deflection and missed joint in welding dissimilar metals. Journal of Heat Transfer, 119(4), 832–839. <https://doi.org/10.1115/1.2824190>
7. Wei P.S., & Lii T.W. (1990). Electron beam deflection when welding dissimilar metals. Journal of Heat Transfer, 112(3), 714–720. <https://doi.org/10.1115/1.2910445>
8. Watanabe K., Shida T., Suzuki M., Okamura H. & Sejima I. (1975). A Study on Occurrence and Prevention of Defects of Electron Beam Welding (Report 2). Journal of the Japan Welding Society, 44(2), 121–127. https://doi.org/10.2207/qjwjs1943.44.2_121
9. Слива А.П., Гончаров А.Л., Терентьев Е.В. [и др.] Экспериментальные исследования влияния магнитного поля термоэлектрических токов на формирование сварных соединений разнородных сталей толщиной 60 мм / Сварка в России - 2019: современное состояние и перспективы : тезисы докладов Международной конференции, посвященной 100-летию со дня рождения Б.Е. Патона, Томск, 03–07 сентября 2019 года / Институт физики прочности и материаловедения СО РАН. – Томск: Общество с ограниченной ответственностью "СТТ", 2019. – С. 251–252.
10. Дружинина А.А., Лаптенко В.Д., Лаптенко П.В., Мурыгин А.В. Автоматическая компенсация влияния магнитных полей на отклонение электронного пучка при ЭЛС, Электронно-лучевая сварка и смежные технологии: Сборник материалов и докладов Второй международной конференции, Москва, 14–17 ноября 2017 года. – Москва: Национальный исследовательский университет "МЭИ", 2017. – С. 11–25.
11. Патент № 2534183 С1 Российская Федерация, МПК В23К 15/00, В23К 103/18. Способ электронно-лучевой сварки разнородных металлических материалов: № 2013125682/02: заявл. 04.06.2013; опубл. 27.11.2014 / В.К. Драгунов, А.П. Слива, А.Л. Гончаров, М.В. Чепурин; заявитель – Федеративное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Национальный исследовательский университет "МЭИ" (ФГБОУ ВПО "НИУ "МЭИ").
12. Goncharov A.L., Chulkova A.V., Rodyakina R.V., Dragunov V.K. & Chulkov I.S. Investigation of thermo-EMF temperature dependences for construction materials of various structural classes. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 681(1), 2019. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/681/1/012017>

13. Драгунов В.К., Мякишев Ю.В., Гончаров А.Л., Слива А.П. Моделирование магнитных полей термоэлектрических токов в канале проплавления при ЭЛС ферро- и парамагнитных сталей // Сварочное производство. – 2006. – № 5. – С. 12–17.
14. Paulini J., Simon G. & Decker I. (1990). Beam deflection in electron beam welding by thermoelectric eddy currents. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 23(5), 486–495. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/23/5/004>
15. Chen X., Pang S., Shao X., Wang C., Xiao J. & Jiang P. (2017). Three-dimensional transient thermoelectric currents in deep penetration laser welding of austenite stainless steel. *Optics and Lasers in Engineering*, 91 (September 2016), 196–205. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2016.12.001>
16. Ziolkowski M. & Brauer H. (2009). Modelling of Seebeck effect in electron beam deep welding of dissimilar metals. *COMPEL - The International Journal for Computation and Mathematics in Electrical and Electronic Engineering*, 28(1), 140–153. <https://doi.org/10.1108/03321640910918940>
17. Блатт Ф.Дж. Термоэлектродвижущая сила металлов / Ф.Дж. Блатт, П.А. Шредер, К.Л. Фойлз, Д.М. Грейг. – М.: Металлургия, 1980. – 248 с.
18. Goncharov A.L. Investigation of the thermal electromotive force of steels and alloys of different structural grades in electron beam welding / A.L. Goncharov // *Welding International*. – 2011. – Vol. 25, No. 9. – P. 703–709. – DOI 10.1080/09507116.2011.566744
19. Riess I., Safadi Rafi, Zilberstein E. & Harry Tuller. (1991). Differential thermal analysis of individual specimens by thermal EMF measurement. *Journal of Applied Physics*. 69. 1205–1215. 10.1063/1.347305.
20. Курельчук У.Н., Борисюк П.В., Васильев О.С., Лебединский Ю.Ю. Первопринципальные расчеты термоЭДС для благородных металлов и нанокластеров / Лазерные, плазменные исследования и технологии – ЛаПлаз-2018: Сборник научных трудов IV Международной конференции. Москва, 30 января – 01 февраля 2018 года. – Москва: Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", 2018. – С. 339–340.
21. Вонсовский С.В., Кацнельсон М.И. Квантовая физика твердого тела. – М.: "Наука", 1983. – 336 с.
22. Хао Ч. Измерение энергии активации водорода в титановом сплаве ВТ1-0 методом термоэдс, Перспективы развития фундаментальных наук : сборник научных трудов XIV Международной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Томск, 25–28 апреля 2017 года / Национальный исследовательский Томский политехнический университет. Том 1. – Томск: Национальный исследовательский Томский политехнический университет, 2017. – С. 426–428.
23. Grytsyna V.M., Klimenko S.P., Chernyayeva T.P. Effect of hydrogen on thermal emf OF Zr-1%Nb alloy. 2016. No 102. P. 54–57.
24. Бурков А.Т., Федотов А.И., Касьянов А.А. [и др.] Методы и устройства измерения термоЭДС и электропроводности термоэлектрических материалов при высоких температурах / Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. – 2015. – Т. 15, № 2. – С. 173–195. – DOI 10.17586/2226-1494-2015-15-2-173-195.
25. Солдатов А.И., Селезнев А.И., Фикс И.И. [и др.] Неразрушающий экспресс-контроль пластической деформации с помощью измерения дифференциальной термоэдс / Дефектоскопия. – 2012. – № 3. – С. 49–52.
26. Бабичев А.П., Бабушкина Н.А., Братковский А.М. и др. Физические величины: Справочник / Под. ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. — М.; Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
27. Abadlia L., Gasser F., Khalouk K., Mayoufi M., Gasser J.G. New experimental methodology, setup and LabView program for accurate absolute thermoelectric power and electrical resistivity measurements between 25 and 1600 K: Application to pure copper, platinum, tungsten, and nickel at very high temperatures. *Review of Scientific Instruments*. 85. 095121. 10.1063/1.4896046.
28. Vedernikov M.V. The Thermoelectric Powers of Transition Metals at High Temperature / M.V. Vedernikov // *Advances in Physics*. – 1969. – Vol. 18, No. 74. – P. 337–370. – DOI 10.1080/00018736900101317.

УДК 621.791.722

Электронно-лучевой синтез керамических покрытий с использованием форвакуумного плазменного источника электронов

Андронов А.А.¹, Золотухин Д.Б.¹, Окс Е.М.¹, Тюньков А.А.¹,
Юшков Ю.Г.¹

¹ Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники (ТУСУР), 634050, Томск, пр. Ленина, 40

Аннотация. Форвакуумные плазменные источники электронов представляют одно из относительно новых направлений развития источников электронов с плазменным катодом. Эти устройства обеспечивают возможность генерации электронных пучков в ранее недоступной области повышенных давлений форвакуумного диапазона от единиц до сотни Па. Такая область давлений достигается при использовании лишь одной механической ступени откачки. Принципиальной особенностью форвакуумной области давлений является генерация в области транспортировки электронного пучка плотной плазмы. Пучковая плазма оказывает влияние на процессы эмиссии электронов из плазмы и формирования электронных пучков. Но также пучковая плазма обеспечивает практически полную нейтрализацию процессов зарядки электронным пучком электрически непроводящей поверхности. Это открывает возможность непосредственной электронно-лучевой модификации диэлектрических материалов: керамик, полимеров, стекол и др. В докладе приведен обзор результатов последних исследований в области развития форвакуумных плазменных источников электронов и их потенциальных применений. Из широкой номенклатуры возможного использования форвакуумных плазменных источников электронов для обработки диэлектрических материалов (электронно-лучевой испарение, плавка, пайка, фрезеровка, спекание керамических порошков) на сегодняшний день наиболее перспективным представляется синтез керамических и борсодержащих покрытий в результате электронно-лучевого испарения электрически непроводящей мишени (керамики или чистого бора) в инертной или химически активной газовой среде форвакуумной области давлений. В докладе обсуждаются проблемы и особенности такого процесса, приведены параметры и свойства покрытий в сравнении с альтернативными методами и подходами.

Ключевые слова: пучковая плазма, эмиссия электронов, генерация электронных пучков, керамика, испарение мишени, пучок с плазменным катодом.

УДК 621.791.722

Электронно-лучевое рельефное модифицирование вольфрама

Петрухин Д.А.¹, Слива А.П.¹

¹ «Национальный Исследовательский Университет «Московский Энергетический Институт», 111250 Москва, ул. Красноказарменная, 14,

PetrukhinDA@mpei.ru

Аннотация. В данной работе исследуется технология рельефной модификации поверхности при помощи электронного луча и потенциальное применение ее в адгезионном соединении. Проведены опыты по созданию рельефа на поверхности вольфрамовой пластины. Определена зависимость высоты образовавшегося элемента от скорости движения и тока электронного луча. Опытно получена зависимость геометрических характеристик от времени воздействия луча. Дополнительно соотнесены размерные параметры полученных модификаций при разных направлениях прохождения лучом развертки. Обратное направление развертки показало лучшие результаты по размеру выращиваемых модификаций.

Ключевые слова: ЭЛС, развертка, модификация поверхности, создание рельефа, вольфрам, адгезионное соединение.

Abstract. This work examines electron beam surface modification technology and its potential application in adhesive bonding. Experiments were carried out to create a relief on the surface of tungsten. The dependence of the height of the formed element on the speed and current of the electron beam is determined. The dependence of geometric characteristics on the time of beam exposure was experimentally obtained. Additionally, the dimensional parameters of the obtained modifications are correlated for different directions of passage of the scanning beam. The reverse direction of scanning showed the best results in terms of the size of grown modifications.

Keywords: EBW, scan pattern, surface modification, relief formation, tungsten, adhesive bonding.

Введение

Биметаллическое соединение вольфрама с медью широко применяется в конструкциях подверженных высоким тепловым нагрузкам, как например дивертор в термоядерном экспериментальном реакторе ИТЭР. Необходимость объединения в одном материале способность выдерживать воздействие высоких температур и высокую теплопроводность до сих пор является актуальной темой, имеющей на данный момент большое количество решений. Отдельное обсуждение занимает вопрос надежности комбинированной конструкции из меди и вольфрама в условиях термоциклических нагрузок.

Широкий спектр применения данного соединения определяется выдающимися свойствами композитов W–Cu, которые представляют собой сочетание низкого теплового расширения, тугоплавкости и высокой стойкости к дуговой эрозии W и высокой тепло- и электропроводности Cu, хорошей обрабатываемости и коррозионной стойкости [1–3]. Существуют большие различия между Cu и W в температуре плавления и плотности, и система Cu–W проявляет взаимную нерастворимость или незначительную растворимость. Таким образом, композиты W–Cu не могут быть получены с помощью традиционных процессов литья металла и в настоящее время производятся методом порошковой металлургии.

Институтом сварки TWI была разработана технология модификации поверхности, которая получила название Surfi-Sculpt™ [4]. Суть технологии заключается в создании объемных форм из расплавленного материала вытесненного из жидкой ванны под давлением динамического напора испаряемого металла с передней стенки ванны (рис.1). При многократном прохождении электронного луча (ЭЛ) с большой скоростью происходит накопление расплава в хвостовой части траектории. Таким образом можно создавать разнообразные формы на поверхности изделий высотой до нескольких миллиметров и за пару секунд.

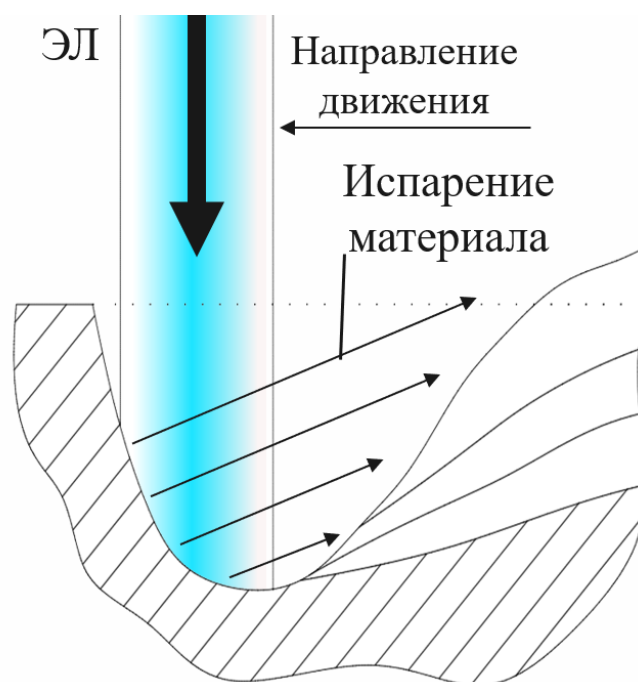


Рисунок 1 – Схематичное представление процесса вымещения расплава

Основополагающей идеей в данной работе является создание биметаллического соединения за счет адгезии с разветвленной поверхностью, что в результате должно изменить распределение напряжений при термоциклировании. Это может позволить увеличить

срок службы, а также улучшить теплопроводность за счет того, что повышается площадь контакта вольфрама с медью без изменения основных габаритов.

Задача исследования – создание разветвленных форм на поверхности, используя технологию рельефного модифицирования поверхности, а также экспериментально установить влияние параметров электронно-лучевого воздействия на характеристики формируемого рельефа на поверхности вольфрама, рассматриваемого в качестве заготовки для биметаллического соединения.

Методика проведения экспериментов

В качестве образца для эксперимента использовалась пластина из вольфрама марки ВМП размерами 50×50×3,5мм. Испытания проводились на технологическом электронно-лучевом комплексе АЭЛТК-344-12 с ускоряющим напряжением 60 кВ. Получившийся рельеф поверхности изучали с использованием стереомикроскопа Zeiss Stemi DV4 SPOT.

Вольфрамовый образец устанавливался в вакуумную камеру на медную подложку для повышения теплоотвода. После чего объем камеры разряжался до давления 10^{-3} Па ($7,5 \cdot 10^{-6}$ мм рт. ст). Движение электронного луча осуществлялось за счет отклоняющей системы электронной пушки.

Для применения технологии Surfi-Sculpt была принята развертка типа звезда (рис. 2, а, б) со следующими особенностями фигуры: 6 конечностей исходящие из центра и расположенные под углом 60 градусов друг к другу по 3,5 мм в длину. Направление движение электронного луча происходит в двух режимах: «прямой ход» – луч проходит от центра по траектории приведенной на рис. 2, а; «обратный ход» – движение соответственно в обратном направлении (рис. 2, б).

Для предварительного определения влияния режимов электронно-лучевого воздействия на формирование рельефа на поверхности вольфрамового образца проводили серию экспериментов на режимах, указанных в таблице 1. Время воздействия лучом составляло 2 секунды.

Последующим шагом в исследовании стояло исследование влияния времени воздействия при значениях тока пучка и частоты развертки, обеспечивших наибольшие значения высоты и глубины рельефа. Время воздействия составляло в диапазоне от 0,1 до 1,0 с с шагом 0,1 с и в диапазоне от 1,0 до 3,0 с с шагом 0,5 с. Вместе с этим использовались развертки двух направлений – «прямая» и «обратная» для рассмотрения влияния направления движения луча на параметры получаемого рельефа.

Таблица 1 – Высота рельефа H и глубина канавок h при различных режимах электронного луча

$\frac{H}{h}$, мм		Ток луча, мА		
		10	15	20
Частота, Гц	5	0.2	0.79	0.78
		0.11	0.51	0.26
	10	0.23	0.87	1.5
		0.15	0.43	0.9
	20	0.13	0.67	1.14
		0.13	0.35	0.68

Для рассмотрения характера смачиваемости созданного рельефа на вольфраме проводилась наплавка меди в таких же условиях высокого вакуума. Впоследствии из полученного образца были вырезаны поперечные и продольные шлифы для анализа сплошности границы наплавления меди на вольфрам.

Полученные результаты и их обсуждение

Наиболее значимое влияние на высоту рельефа, т.е. высоту получаемых вершин, оказывает ток луча, при этом пропорционально увеличивается глубина канавок ввиду увеличения количества вытесняемого расплавленного металла. Частота развертки определяет скорость движения электронного луча. На малой скорости луча при 5 Гц (105 мм/с) вольфрам излишне плавится, а расплавленный материал не переносится в хвостовую часть (таблица 2).

Наилучшими результатами с наибольшей высотой пика и соответственно вымещенному объему материала из жидкой ванны, являются модификации с параметрами луча 20 мА и частоте 10 и 20 Гц. Явно замечается бóльшая высота элемента, созданного на скорости 10 Гц, чем на 20 Гц, но при таком преимуществе характер распределения расплавленного материала и форма кромок канавок хуже. Для дальнейшего исследования были применены параметры 20 мА и 20 Гц.

Результаты модифицирования поверхности при максимальном времени воздействия $t = 3$ с продемонстрированы на рисунке 2, в, г. По результатам исследования влияния времени воздействия установлено, что при «прямом» движении луча происходит увеличение глубины канавки при увеличении t от 0,1 до 1,5 с, далее при $t = 2-3$ с происходит ее уменьшение (рис. 3). Высота вершины практически линейно растет при t от 0,1 до 1,5 с, далее рост замедляется.

Таблица 2 – Результаты модифицирования поверхности

		Ток луча, мА		
		10	15	20
Частота развертки, Гц	5			
	10			
	20			

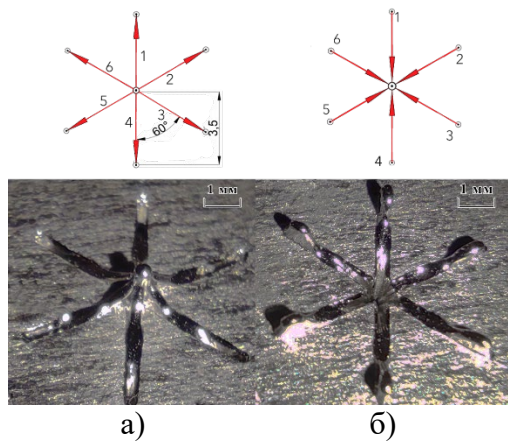


Рисунок 2 — Схемы разверток луча и соответствующие им результаты создания рельефа на поверхности на параметрах 20 мА / 20 Гц / 3,0 с: а – траектория прямого хода луча по развертке; б – траектория обратного хода луча по развертке; в – рельеф поверхности созданный с «прямой» разверткой луча; г – рельеф поверхности созданный с «обратной» разверткой луча

Результаты применения «обратного хода» луча оказались лучше, чем при прямом – геометрические характеристики модификаций разнятся более чем на 15% (рис.4). Замечено увеличение как глубины канавки, так и высоты вершины на протяжении всего времени воздействия лучом.

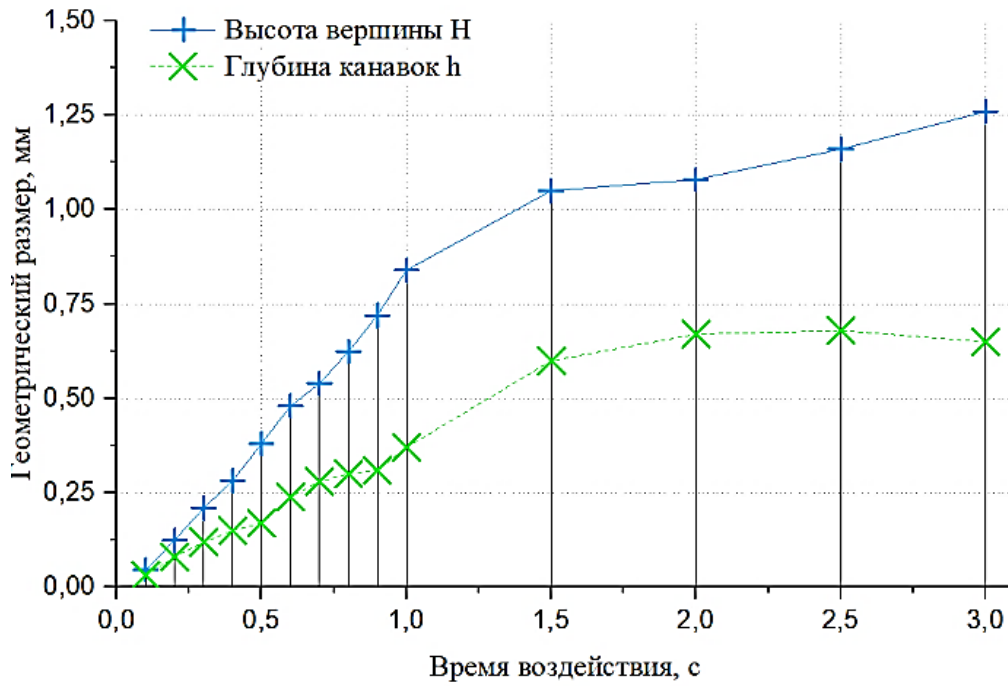


Рисунок 3 – График зависимости геометрических размеров рельефа от времени воздействия при «прямом» ходе луча

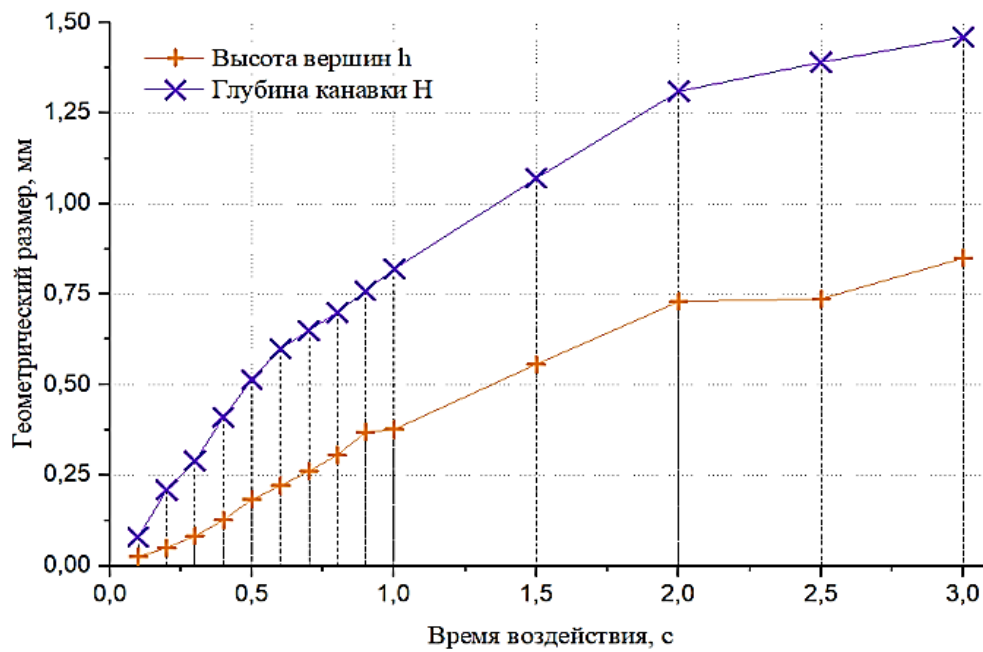


Рисунок 4 – График зависимости геометрических размеров рельефа от времени воздействия при «обратном» ходе луча

Исследование шлифов образцов наплавления меди на рельеф из вольфрама показывает полную смачиваемость на всей границе раздела материалов (рис. 5, 6).

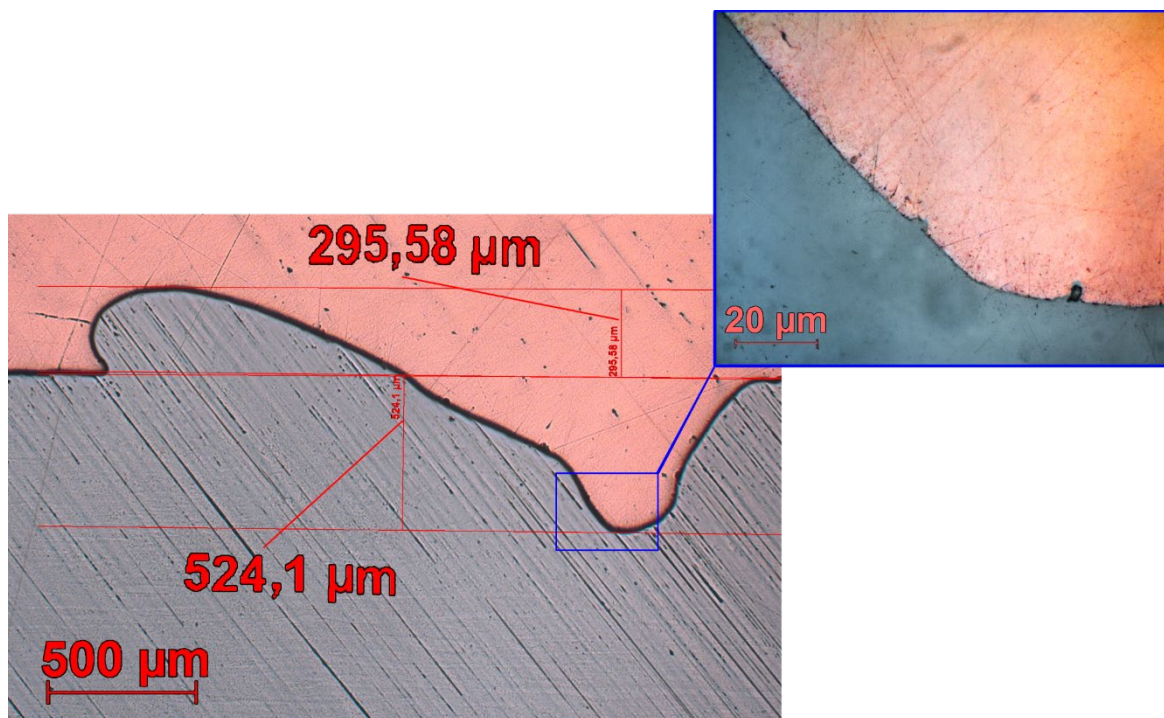


Рисунок 5 – Продольный макрошлиф наплавленной меди на рельеф из вольфрама

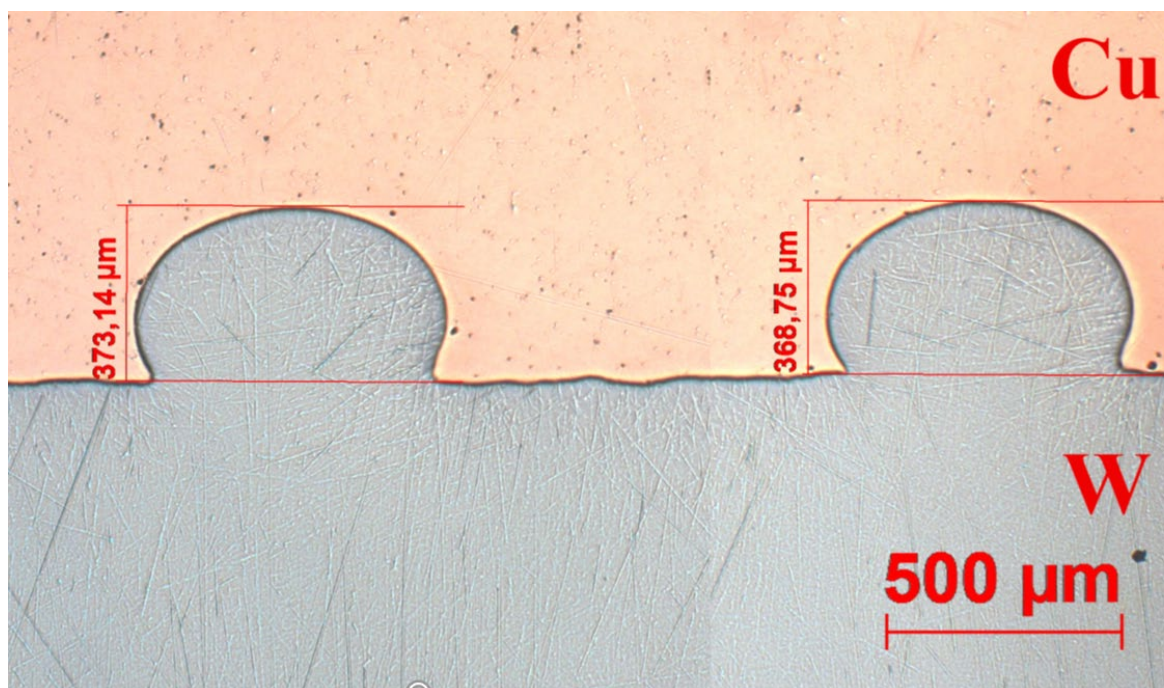


Рисунок 6 – Поперечный макрошлиф наплавленной меди на рельеф из вольфрама

Заключение

В результате исследования было определено влияние режимов электронно-лучевого воздействия на геометрические параметры рельефа на поверхности образцов из вольфрама. Выявлено, что значительное

влияние на рост геометрии рельефа оказывает величина тока луча. Параметр частоты так же влиял на размер рельефа и являлся определяющим фактором возможности создания рельефа.

Получена зависимость динамики роста канавок и вершин от времени воздействия лучом.

В итоге показано, что данную технологии можно применять для получения заданных форм на вольфраме и это является перспективно для получения разнородных соединений с высокой площадью поверхности контакта.

Литература

[1] Tolias Panagiotis. Analytical expressions for thermophysical properties of solid and liquid tungsten relevant for fusion applications // Nuclear Materials and Energy. – 2017. – Vol. 13.

[2] Алексашкина А.А., Демин М.М., Мажукин В.И. Молекулярно-динамическое моделирование теплофизических свойств меди в окрестности точки плавления // Препринты ИПМ им. М.В. Келдыша. – 2018. – № 66. – С. 18.

[3] Hashempour M., Razavizadeh H., Rezaie H. Investigation on wear mechanism of thermochemically fabricated W–Cu composites // Wear. – 2010. – Vol. 269 (5–6).

[4] Caroline Earl, Paul Hilton, Bill O’Neill, Parameter Influence on Surf-Sculpt Processing Efficiency // Physics Procedia. – 2012. – Vol. 39. – P. 327–335. – ISSN 1875-3892.

Раздел 3.

Аддитивные технологии и их применение

УДК 621.791.722

Создание комбинированных конструкций титан-сталь методом аддитивного формообразования через переходные слои ванадия и никеля*

Бородавкина К.Т.¹, Терентьев Е.В.¹, Козырев Х.М.¹, Шишкин Д.В.¹,
Слива А.П.¹, Гончаров А.Л.¹, Гуденко А.В.¹, Жгут Д.А.¹

¹ ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», г. Москва, Российская Федерация

Аннотация. В данной работе предложено исследовать возможность получения комбинированной конструкции титан-сталь методом аддитивного формообразования с применением в качестве переходного слоя ванадия или ванадия и никеля. Для наплавки на торец титановой пластины VT1-0 использовали проволоки из ванадия марки VnPr-1, никеля НП1 и сварочные проволоки Sv08G2S, 316L, SW130. Применение ванадия в качестве переходного слоя, наплавляемого на титан, позволяет обеспечить соединение со стабильной структурой, без скачков твердости и с удовлетворительной технологичностью, несмотря на более высокую температуру плавления. Уменьшить содержание в ванадиевом слое растворенного из подложки титана, негативно влияющего на наплавку сталей, никеля или железоникелевого сплава, удалось уменьшить до уровня <0,1% за счет наплавки минимум 4 валиков ванадия.

Ключевые слова: комбинированная конструкция, титан-сталь, аддитивное формообразование, наплавка, промежуточный слой, ванадий, никель.

Abstract. In this paper, it is proposed to investigate the possibility of obtaining a combined titanium-steel construction by additive deposition with the use of vanadium or vanadium and nickel as interlayer. For deposition on the titanium plate VT1-0 end, wires made of VnPr-1 brand vanadium, NP1 nickel and welding wires Sv08G2S, 316L, SW130 were used. The use of vanadium as interlayer deposited on titanium makes it possible to provide a joining with a stable structure, without hardness jumps and with satisfactory manufacturability, despite a higher melting point. It was possible to reduce the content of titanium dissolved from the substrate in the vanadium layer, which negatively affects the deposition of steels, nickel or iron-nickel alloy, to a level less than 0.1% due to the deposition of at least 4 vanadium beads.

Keywords: combined construction, titanium-steel, additive deposition, surfacing, interlayer, vanadium, nickel.

Введение

Комбинированные конструкции из титана и стали играют важную роль в современной аэрокосмической, энергетической и судостроительной промышленности. Сочетание высокой коррозионной стойкости и низкой плотности титановых сплавов с высокой прочностью

* Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10338).

и технологичностью стали позволяет достичь необходимых характеристик изделий.

Получению сварных соединений титановых сплавов со сталью посвящено множество работ, предлагающих различные способы сварки. Наиболее распространенными способами получения неразъемного соединения титана со сталью являются сварка взрывом [1–9] и диффузионная сварка [10–15]. У данных видов сварки основным недостатком является ограничение геометрической формы свариваемых деталей. В то же время получение соединения титана и стали напрямую методами сварки плавлением осложнено ввиду образования хрупких интерметаллидов, характеризующих металлургическую несовместимость титана и железа. Во избежание образования хрупких прослоек многие исследователи используют переходные слои из других материалов, в том числе и при сварке плавлением [13–25].

В качестве промежуточного слоя между титановым сплавом и сталью зачастую используется чистый ванадий [16–19, 23–26]. При сплавлении ванадия и сплавов на основе железа существует вероятность образования хрупкой прослойки σ -фазы на линии сплавления, оказывающей отрицательное влияние на механические свойства соединения [16, 23, 24, 27], однако в некоторых работах формирования такой структуры удалось избежать за счет быстрого охлаждения из жидкого состояния [17–19, 25]. Во избежание этой проблемы между слоями ванадия и железа возможно применение дополнительного слоя, например, медного [15, 21] или никелевого, хорошо свариваемого с большинством сплавов на основе железа [29–35]. Однако слой чистой меди заметно ухудшает коррозионную стойкость и снижает прочность конструкции в целом из-за низких прочностных свойств меди [36–42]. Применение никеля в качестве промежуточного слоя между ванадием и сталью обосновано более низкой температурой плавления относительно железа, за счет чего существует возможность минимального оплавления ванадия. При этом растворимость ванадия в никеле достигает значительных величин при подсолидных температурах, благодаря чему хрупкая прослойка на линии сплавления может быть уменьшена до безопасного уровня.

В то же время, в литературе недостаточно сведений о структуре и механических свойствах сварных соединений титана со сталью, полученных через промежуточные слои из ванадия и никеля, либо просто ванадия. С учетом того, что аддитивное формообразование имеет некоторые особенности по сравнению с технологиями сварки, в данной работе предложено исследовать возможность получения комбинированной конструкции титан-сталь методом аддитивного формообразования с применением в качестве переходного слоя ванадия или ванадия и никеля.

Методика исследования

Для исследования возможности получения комбинированной конструкции из титана и стали методом аддитивного формообразования проводили эксперименты по наплавке проволоки на электронно-лучевой установке ЭЛА-40И. Для наплавки использовали проволоки диаметром 1 мм из ванадия марки ВнПр-1, никеля НП1 и сварочные проволоки марок Св08Г2С, 316L, SW130 (45% Fe, 54% Ni). В качестве подложки использовали титановые пластины марки ВТ1-0 толщиной 4 мм; наплавку проводили на торец пластины. На все титановые пластины первым слоем наплавляли ванадий. Поскольку при наплавке подложка оплавляется и смешивается с наплавляемым материалом, а взаимодействие титана с железом или никелем нежелательно, то каждый материал наплавляли минимум по 3 слоя.

Затем на ванадиевую прослойку наплавляли проволоки из стали, никеля или железоникелевого сплава, а на никелевую и железно-никелевую прослойку затем наплавляли проволоку Св08Г2С. Таким образом получили комбинированные конструкции 4 разных конфигураций:

Ti – V – Св08Г2С;

Ti – V – Ni – Св08Г2С;

Ti – V – SW130 – Св08Г2С;

Ti – V – 316L.

Режимы наплавки – скорость подачи проволоки, скорость наплавки, ток луча и форма развертки – с точки зрения стабильного формирования и незначительного оплавления подложки подбирали индивидуально для каждого из наплавляемых материалов.

Для исследования микроструктуры и твердости полученных соединений подготавливали микрошлифы по стандартной методике: вырезка на отрезном станке, горячая запрессовка, шлифование на бумагах различной зернистости, полирование с использованием суспензий и различных полировальных суконов и травление химическими реактивами для выявления микроструктуры.

Измерения твердости проводились методом Виккерса на твердомере Wolpert Wilson Instrument 432SVD, а измерения микротвердости – на твердомере Wilson Hardness Tukon 2500. Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Zeiss Observer Z1m с программным обеспечением AxioVision.

Для расчета фазовых равновесий использовали свободно распространяемый код OpenCalphad с набором баз термодинамических свойств, что поможет спрогнозировать возможные пути получения оптимального состава наплавляемых слоев.

Результаты исследования и их обсуждение

На рисунке 1, *a* представлена панорама трех наплавленных валиков ванадия на титан. Из рисунка видно, что валики отличаются друг от друга травимостью, что может говорить о различной степени легированности ванадия материалом подложки – титаном. Распределение твердости (рисунок 1, *б*) показывает, что средняя твердость ванадиевого слоя составляет порядка 250 HV1. Вблизи линии сплавления со стороны титана наблюдается повышение твердости до 175 HV1, в то время как твердость основного металла колеблется на уровне 120-125 HV1.

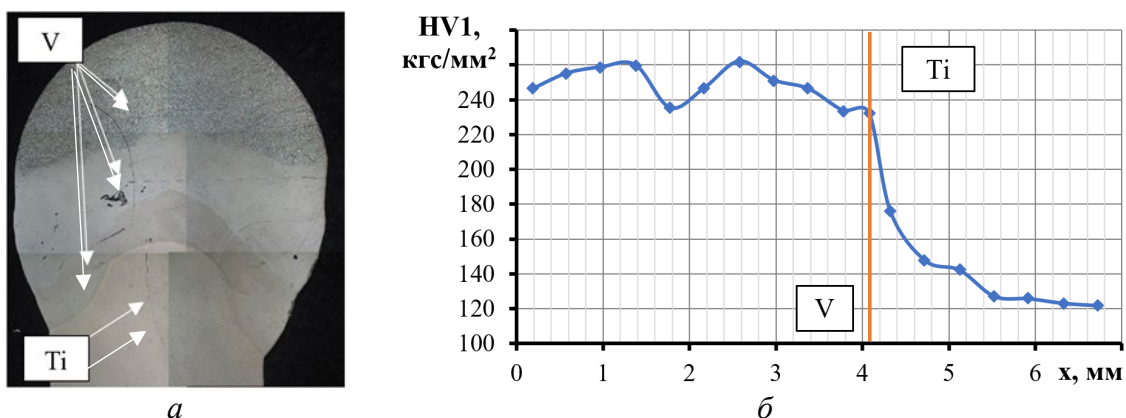


Рисунок 1 – Панорама наплавленных на титан валиков ванадия (*a*) и распределение твердости в них (*б*)

Повышение твердости со стороны титана по мере приближения к линии сплавления напрямую связано с образованием закалочных структур в зоне термического влияния. Высокая твердость ванадиевых валиков, в свою очередь, может говорить о значительном влиянии титана, оказывающего твердорастворное упрочнение на ванадий. При этом стоит отметить отсутствие скачков твердости на линии сплавления и сравнительно стабильную твердость ванадиевых валиков несмотря на различное содержание титана в них.

Для оценки возможности дальнейшей наплавки железа необходимо учитывать концентрацию титана в последнем валике ванадия. Для того, чтобы установить, как влияет содержание титана на возможность появления в системе хрупкой σ -фазы на основе FeV был проведен термодинамический расчет границ σ -фазы в двойной системе Fe-V с помощью программного кода OpenCalphad при различном содержании Ti в сплаве. На рисунке 2 приведены соответствующие фазовые диаграммы, а на рисунке 3 – зависимость предельного содержания ванадия, при котором еще не наблюдается появления σ -фазы от содержания титана в сплаве. Из результатов расчета видно, что предельная концентрация ванадия, при которой возможно образование σ -

фазы, снижается при увеличении концентрации титана в сплаве. Таким образом, для снижения вероятности образования σ -фазы на границе сплавления железа и ванадия необходимо обеспечить минимальное содержание титана в последнем валике ванадия, что можно осуществить за счет увеличения их числа или снижения степени проплавления.

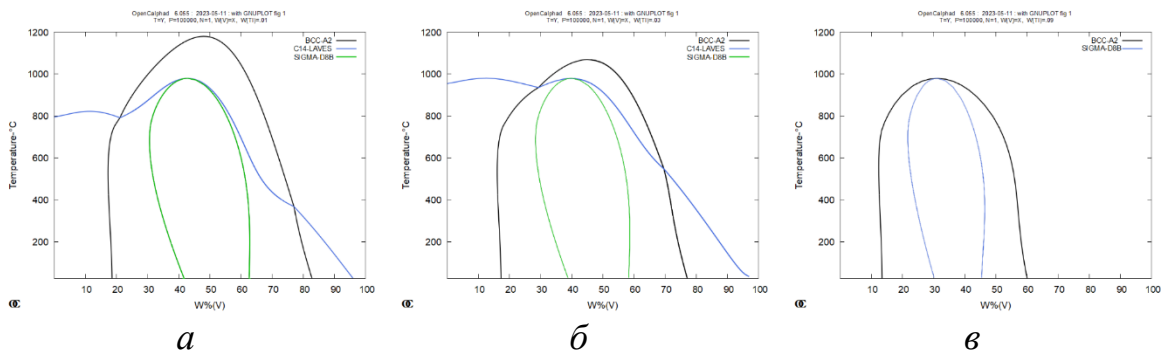


Рисунок 2 – Расчетные политермические разрезы фазовой диаграммы тройной системы Fe-V-Ti в области σ -фазы при различной концентрации Ti: 1% мас. (а); 3% мас. (б); 9% мас. (в)

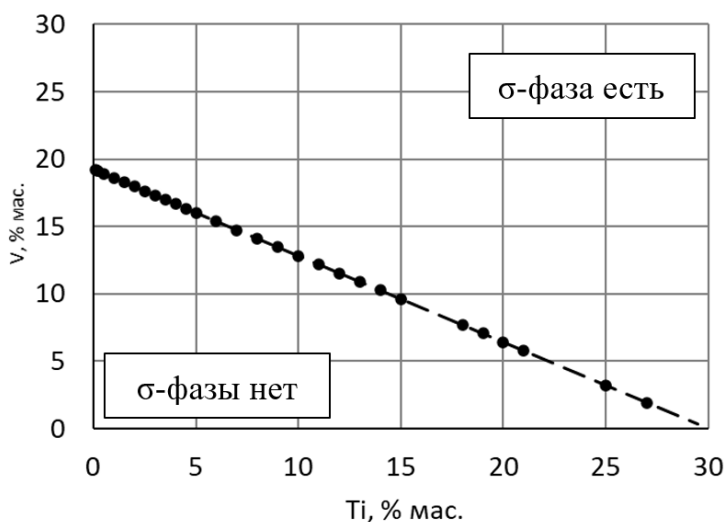


Рисунок 3 – Зависимость концентрации ванадия, соответствующей началу выделения σ -фазы от содержания титана в сплавах тройной системы Fe-V-Ti

На рисунке 4, а представлена панорама наплавленных на 4 валика ванадия слоев стали марки Св08Г2С. Стоит отметить, что каждый из наплавленных валиков железа обладает различной структурой, что связано с изменением содержания ванадия по мере отдаления от линии сплавления. На линии сплавления железа с ванадием располагается переходная прослойка толщиной порядка 40 мкм с видимыми трещинами и хрупким «выкрашиванием» (рис. 4, б).



Рисунок 4 – Панорама наплавленных на титан слоев ванадия и железа (а) и микроструктура области сплавления железа с ванадием, 500х (б)

Исследование полученного образца с помощью сканирующей электронной микроскопии подтвердило высокое содержание титана 6,66% в ванадии, что может способствовать образованию хрупких прослоек на линии сплавления. Для снижения концентрации титана в последнем валике число наплавленных слоев ванадия увеличили до 8. Снижение концентрации титана за счет уменьшения степени проплавления подложки технологически сложно осуществимо из-за того, что ванадий по сравнению с титаном имеет более высокую температуру плавления и требуется гарантированное оплавление проволоки.

На рисунке 5, а показана панорама наплавленных слоев стали Св08Г2С на 8 валиков ванадия, а на рисунке 5, б – микроструктура на линии их сплавления. Видно, что на линии сплавления присутствует прослойка пониженной травимости толщиной 30-40 мкм, твердость которой составляет порядка 360 HV. Дефектов типа трещин обнаружено не было.

Стоит отметить, что высокое содержание титана (9,79%) в последнем слое ванадия оказало также негативное влияние при наплавке никеля на ванадий. На линии сплавления образовывалась хрупкая прослойка, которая приводила к образованию трещин и разрушению. Поэтому остальные эксперименты проводили после наплавки такого количества слоев ванадия, чтобы содержание титана не превышало 0,1%.

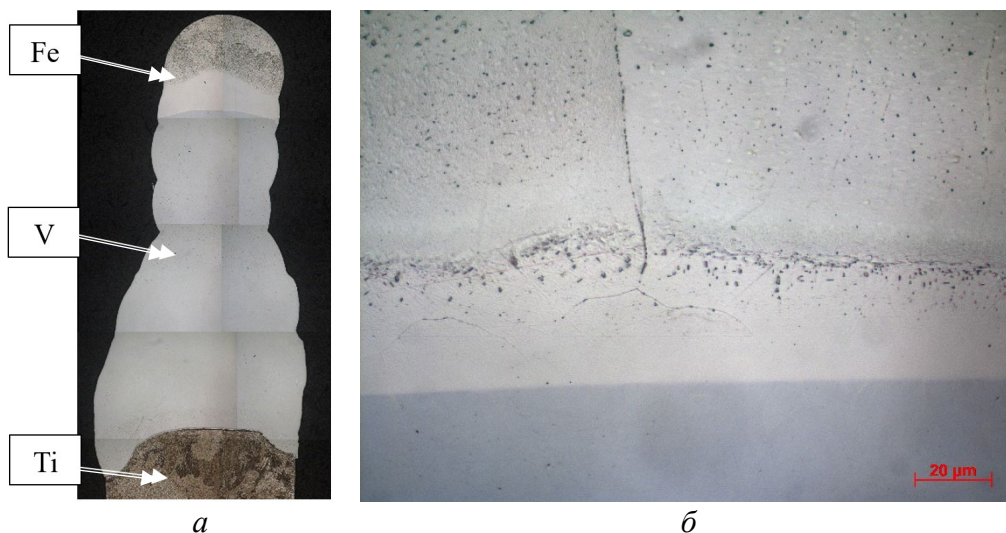


Рисунок 5 – Панорама наплавленных на титан слоев ванадия и железа (а) и микроструктура области сплавления железа с ванадием, 1000х (б)

На рисунке 6, а представлена панорама наплавленного на 8 слоев ванадия никелевого слоя, а на рисунке 6, б – микроструктура на линии сплавления ванадия и никеля. При наплавке никеля на ванадий, аналогично наплавке ванадия на титан, характерным является различная травимость валиков никеля, что также может быть связано с различной степени легирования ванадием. При изучении микроструктуры было отмечено присутствие на линии сплавления прослойки толщиной порядка 150 мкм с пониженной относительно первого валика никеля травимостью.

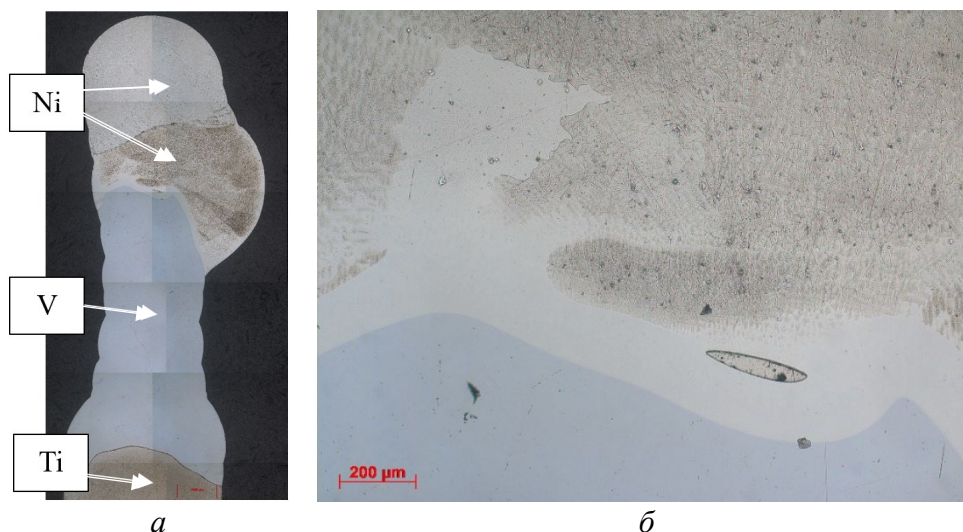


Рисунок 6 – Панорама наплавленных на титан слоев ванадия и никеля (а) и микроструктура промежуточной прослойки между ванадием и никелем, 100х (б)

Исследование микротвердости (рис. 7) показало, что максимальное значение твердости рассматриваемой области составляет 1098 HV_{0,01}. Однако при исследовании соединения дефектов типа трещин обнаружено не было. Также из рисунка очевидно, что наплавленные валики никеля

отличаются между собой по средней твердости – так, для первого наплавленного валика среднее значение твердости составляет порядка 700 HV_{0,01}, для второго – 240 HV_{0,01}, после чего твердость стабилизируется. Провал значения твердости в 1-м валике связан с локальным повышением концентрации никеля из-за неравномерного перемешивания.

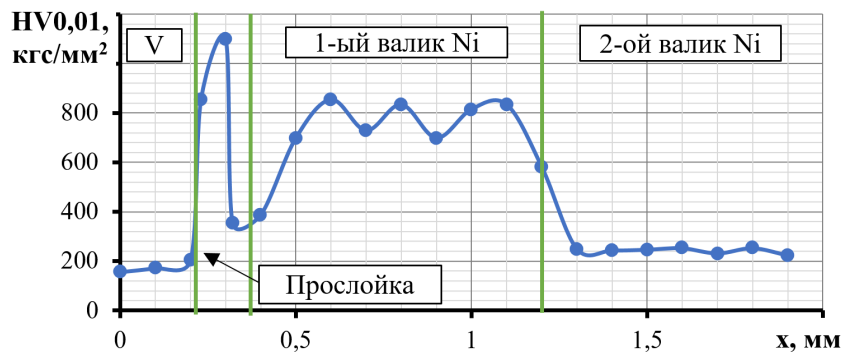


Рисунок 7 – Распределение микротвердости в наплавленных на ванадий валиках никеля

Различие твердости валиков никеля может указывать на влияние на нее легирования ванадием, способного образовывать с никелем дисперсные упрочняющие интерметаллидные фазы и оказывать твердорастворное упрочнение.

На рисунке 8, а представлена панорама последовательно наплавленных на титан слоев ванадия и железоникелевого сплава проволоки SW130. В соединении также наблюдается различие травимости валиков никеля и присутствие промежуточной прослойки пониженной травимости толщиной 150 мкм между ванадием и железоникелевым сплавом (рис. 8, б). Структурной особенностью данной прослойки является наличие вытянутых кристаллов со стороны линии сплавления с ванадием и более крупных и округлых кристаллов со стороны железоникелевого слоя. Между такими кристаллами располагается область механической смеси, структурный и химический состав которой в рамках данной работы не изучался. Также стоит отметить, что при исследовании прослойки было обнаружено присутствие в ней холодных трещин в направлении, перпендикулярном линии сплавления, причем всегда в зоне механической смеси (рис. 8, б).

На рисунке 9 представлены результаты измерения микротвердости исследуемой прослойки.

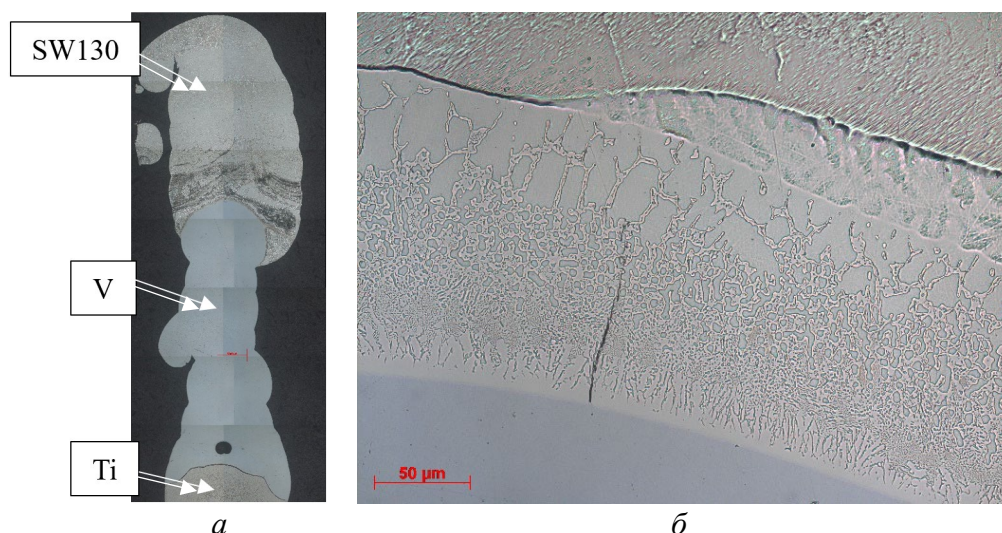


Рисунок 8 – Панорама наплавленных на титан слоев ванадия и железоникелевого сплава (а) и микроструктура промежуточной прослойки между ванадием и железоникелевым сплавом, 500х (б)

Из рисунка видно, что максимальное значение микротвердости в прослойке достигается при попадании индентором в вытянутые кристаллы со стороны линии сплавления с ванадием и составляет 1077 HV_{0,01}. Со стороны же никеля, значение микротвердости при попадании в область крупных светлых кристаллов составило 347 HV_{0,01}. В области же механической смеси двух фаз значения микротвердости колеблются от 841 до 926 HV_{0,01}.

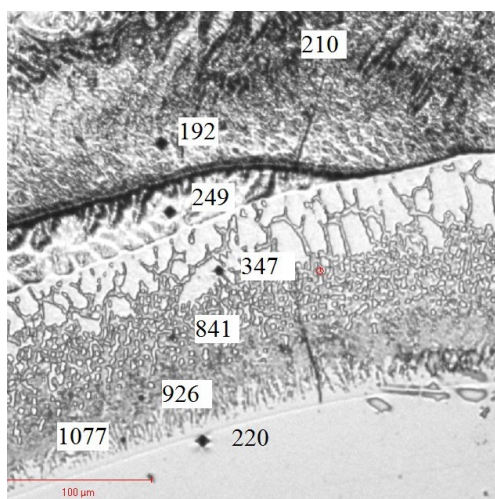


Рисунок 9 – Результаты измерения микротвердости в промежуточной прослойке между слоями ванадия и железоникелевого сплава

На рисунке 10, а представлена панорама наплавленного на ванадий слоя аустенитной стали 316L. Данное соединение разрушилось в процессе наплавки, причем после наплавки 5 валика, что может быть связано с повышением уровня механических напряжений в процессе охлаждения и выделением σ -фазы под действием термического цикла от наплавки

последующих валиков. Из рисунка 10, б видно, что разрушение произошло по линии сплавления. Также стоит обратить внимание, что со стороны аустенитной стали присутствует переходная прослойка пониженной травимости толщиной порядка 30 мкм с характерными трещинами и некоторой степенью выкрашивания (рис. 11, а). Со стороны ванадия же наблюдается присутствие надрывов металла, параллельных линии сплавления (рис. 11, б).

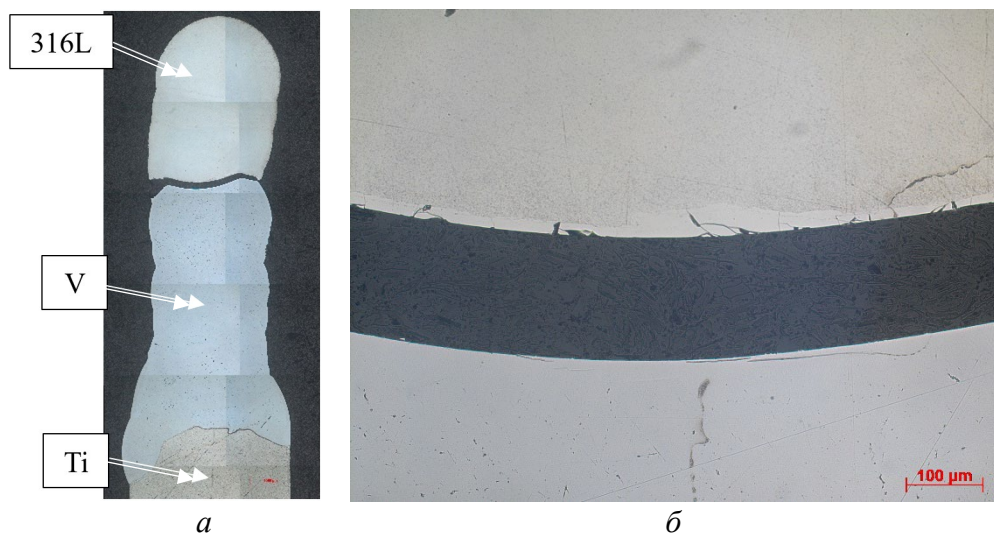


Рисунок 10 – Панорама наплавленных на титан слоев ванадия и аустенитной стали (а) и микроструктура места разрушения между ванадием и аустенитной сталью, 200х (б)

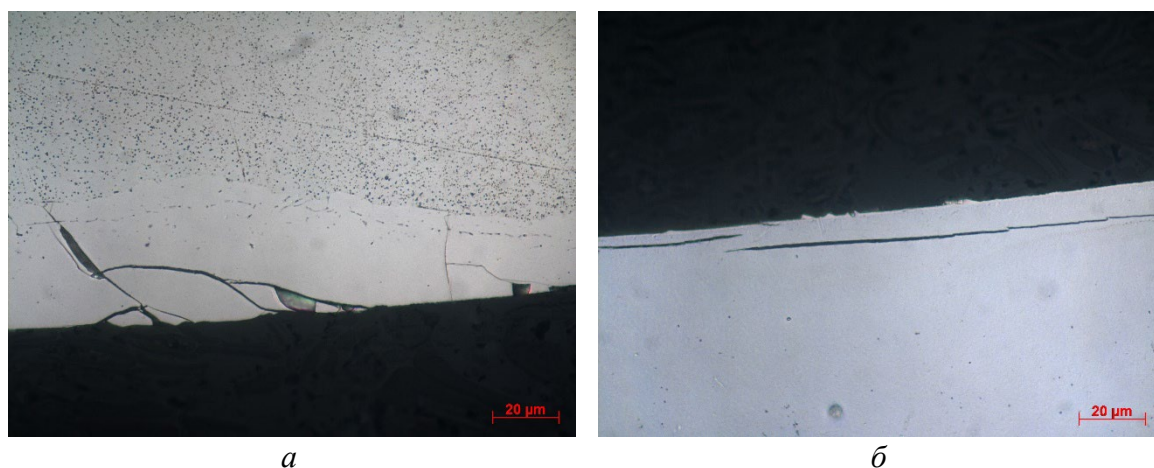


Рисунок 11 – Микроструктура зоны разрушения со стороны аустенитной стали (а) и со стороны ванадия (б), 1000х

Измерение микротвердости рассматриваемой со стороны аустенитной стали прослойки показало значение в 1301 HV_{0,01}, что подтверждает хрупкий характер разрушения соединения. При этом среднее значение твердости валика стали колеблется в пределах 305–390 HV_{0,01}. По всей видимости на линии сплавления могла образоваться область с высокой долей σ -фазы, содержание которой увеличивалось в

процессе наплавки следующих валиков из-за высокой температуры нагрева.

Заключение

Ванадий в качестве переходного слоя, наплавляемого на титан, позволяет обеспечить соединение со стабильной структурой, без скачков твердости и с удовлетворительной технологичностью, несмотря на более высокую температуру плавления. Однако содержание в ванадиевом слое растворенного из подложки титана негативно влияет на наплавку сталей, никеля или железоникелевого сплава. В данной работе уменьшить содержание титана до $<0,1\%$ удалось наплавкой 4 валиков.

При наплавке стальной проволоки марки Св08Г2С и никеля марки НП1 на ванадиевый слой, содержащий 6,66% 9,79% титана соответственно, в обоих случаях произошло формирование хрупкой прослойки, которая привела к разрушению конструкции в процессе резки при незначительных усилиях.

Наплавка стальной проволоки марки Св08Г2С на ванадиевый слой с содержанием титана менее 0,1% позволило получить конструкцию с максимальной твердостью переходной зоны 360 HV_{0,01}.

При наплавке никеля на ванадиевый слой с содержанием титана менее 0,1% образуется интерметаллидная прослойка шириной 150 мкм и твердостью около 1100 HV_{0,01}, при исследовании микроструктуры соединения дефектов типа трещин в ней не было обнаружено.

Использование железоникелевого сплава в качестве переходного слоя, наплавляемого на ванадий с содержанием титана менее 0,1%, также влечет за собой образование хрупкой прослойки. При исследовании ее микроструктуры были обнаружены микротрещины длиной 100 мкм и раскрытием 1,5 мкм, расположенные в прослойке перпендикулярно линии сплавления.

Наплавка на ванадиевый слой аустенитной стали 316L привела к разрушению соединения ванадий-сталь в процессе наплавки 5-ого валика. Твердость образовавшей хрупкой прослойки достигала 1300 HV_{0,01}.

Литература

1. Zhao, Hui. (2022). The Microstructure and Property of a Titanium-Carbon Steel Clad Plate Prepared Using Explosive Welding. *Metals*. 12. 129. 10.3390/met12010129.
2. The Microstructure and Mechanical Properties of TA1-Low Alloy Steel Composite Plate Manufactured by Explosive / Welding Ye Cui [и др]. MDPI: *metals*, 2020. № 10(5):663. – 12 с.
3. Wang, Jian & Li, Xiao-jie & Dong, Shou-hua & Wang, Hu-he & Yan, Honghao & Wang, Xiao-hong. (2022). Research on explosive welding interface of titanium-steel under different welding parameters. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 120. 10.1007/s00170-022-09015-4.

4. Zhou, Qiang & Liu, Rui & Ran, Chun & Fan, Keshe & Xie, Jing & Chen, Pengwan. (2021). Effect of microstructure on mechanical properties of titanium-steel explosive welding interface. *Materials Science and Engineering: A*. 830. 142260. 10.1016/j.msea.2021.142260.
5. Chen, Xiang & Inao, Daisuke & Li, Xiaojie & Tanaka, Shigeru & Li, Kebin & Hokamoto, Kazuyuki. (2022). Optimal parameters for the explosive welding of TP 270C pure titanium and SUS 821L1 duplex stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*. 19. 4771-4786. 10.1016/j.jmrt.2022.07.031.
6. Huang, Ping & Wang, Ning & Zhou, Lan. (2012). Research on Titanium Plate and Steel Plate in Explosive Welding Process Engineering. *Applied Mechanics and Materials*. 170-173. 3228-3236. 10.4028/www.scientific.net/AMM.170-173.3228.
7. Lazurenko, Daria & Bataev, I. & Mali, Vyacheslav & Lozhkina, E. & Esikov, Maksim & Bataev, V. (2018). Structural Transformations Occurring upon Explosive Welding of Alloy Steel and High-Strength Titanium. *Physics of Metals and Metallography*. 119. 469-476. 10.1134/S0031918X18050095.
8. Karolczuk, Aleksander. (2014). Structural and Fatigue Properties of Titanium-Steel Bimetallic Composite Obtained by Explosive Welding Technology. *Key Engineering Materials*. 592-593. 594-597. 10.4028/www.scientific.net/KEM.592-593.594.
9. Liu, Peng & Jiang, Jian & Guo, Gui & Sun, Bai. (2013). Three Wave Interfaces of Titanium/Steel Laminates Manufactured by Explosive Welding. *Advanced Materials Research*. 641-642. 570-573. 10.4028/www.scientific.net/AMR.641-642.570.
10. Couturier, Raphael & Ferte, Jean-Pierre & Gillia, Olivier & Lescure, Xavier & Riccetti, Bruno. (2014). Assembling titanium and steel parts by diffusion welding. Patent: US8911200B2.
11. Uvarov, A. & Semenov, A. & Krestnikov, N. & Lyushinskii, A. & Nikitina, E. (2017). A Study of the Structure of Steel – Titanium Joints Formed by Diffusion Welding with the Use of Ultrafine Nickel Powder. *Metal Science and Heat Treatment*. 59. 10.1007/s11041-017-0184-z.
12. Ohashi, Osamu & Ei, Kazuo & Irir, Hirosada. (1995). Diffusion Welding of SUS304L Stainless Steel to Titanium. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*. 13. 390-394. 10.2207/qjws.13.390.
13. Lavrishchev, Alexander & Prokopen, Sergei & Tynchenko, Vadim & Myrugin, Aleksander & Kukartsev, Vladislav & Bashmur, Kirill & Sergienko, Roman & Tynchenko, Valeriya & Lysyannikov, Aleksey. (2021). Investigation of the Solid-Phase Joint of VT-14 Titanium Alloy with 12KH18N10T Stainless Steel Obtained by Diffusion Welding through Intermediate Layers. *Metals*. 11. 1325. 10.3390/met11081325.
14. Khazgaliev, Ruslan & Imayev, M. & Mulyukov, Radik. (2018). Possibility to Strengthen the Joint between a Titanium Alloy and Stainless Steel Formed by Diffusion Welding through an Interlayer. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. 341-347. 10.1134/S0036029518040067.
15. Bi, Zong & Yang, Jun. (2018). Transfer Welding Process and Microstructure and Properties of Titanium/Steel Clad Pipe. *Materials Science Forum*. 913. 340-348. 10.4028/www.scientific.net/MSF.913.340.
16. Adomako, N. K., Kim, J. O., Lee, S. H., Noh, K.-H., & Kim, J. H. (2018). Dissimilar welding between Ti-6Al-4V and 17-4PH stainless steel using a vanadium interlayer. *Materials Science and Engineering: A*, 732, 378-397.
17. Chu, Q., Zhang, M., Li, J., Yan, C., & Qin, Z. (2017). Influence of vanadium filler on the properties of titanium and steel TIG welded joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 240, 293-304.
18. Mannucci, A., Tomashchuk, I., Mathieu, A., Bolot, R., Cicala, E., Lafaye, S., & Roudeix, C. (2020). Use of pure vanadium and niobium/copper inserts for laser welding of titanium to stainless steel. *Journal of Advanced Joining Processes*, 1, 100022.
19. Mannucci, Antoine & Tomashchuk, Iryna & Mathieu, Alexandre & Bolot, Rodolphe & Cicala, E & Lafaye, Sébastien & Roudeix, C. (2019). Pure vanadium insert for efficient joining of Ti6Al4V to 316L stainless steel with continuous Yb:YAG laser. *Lasers in Manufacturing Conference 2019. Contribution 168*.
20. Zhang, Y., Zhou, J., Sun, D., & Li, H. (2020). Three-pass laser welding of Ti alloy-stainless steel using Nb and Ni interlayers. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(2), 1780-1784.
21. Bi, Zong & Yang, Jun. (2018). Transfer Welding Process and Microstructure and Properties of Titanium/Steel Clad Pipe. *Materials Science Forum*. 913. 340-348. 10.4028/www.scientific.net/MSF.913.340.
22. Zhang, Y., Zhou, J., Sun, D., & Li, H. (2020). Three-pass laser welding of Ti alloy-stainless steel using Nb and Ni interlayers. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(2), 1780-1784.

23. Zhang, Yali & Jiang, Xiaosong & Fang, Yongjian & Sun, Hongliang & Song, Tingfeng & Mo, Defeng & Li, Xue & Luo, Zhiping. (2020). Electron beam welding of Ti-6Al-4V titanium alloy to 4J36 invar alloy using V/Fe bilayer. *Materials Letters*. 278. 128409.

24. Chu, Q., Zhang, M., Li, J., Yan, F., & Yan, C. (2019). Nanoindentation Investigation of Ti/Fe Bimetallic Plate Welded by Vanadium Filler. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50, 2302–2309.

25. Tomashchuk, Iryna & Grevey, Dominique & Sallamand, Pierre. (2014). Dissimilar laser welding of AISI 316L stainless steel to Ti6–Al4–6V alloy via pure vanadium interlayer. *Materials Science and Engineering: A*. 622.

26. Shehbaz, Tauheed & Khan, Fahd & Junaid, Massab & Haider, Julfikar. (2021). Investigating Nanoindentation Creep Behavior of Pulsed-TIG Welded Inconel 718 and Commercially Pure Titanium Using a Vanadium Interlayer. *Metals*. 11. 1492.

27. Adomako, N. K., Kim, J. O., & Kim, J. H. (2019). Microstructural evolution and mechanical properties of laser beam welded joints between pure V and 17-4PH stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 753, 208–217.

28. Wang, Ya & Yu, Yang & Zhang, Wei. (2015). Welding-Brazing Characteristic in Electron Beam Joining Vanadium Alloy and Stainless Steel. *Advanced Materials Research*. 1088. 130–134.

29. Anuradha, M., Das, V. C., Susila, P., Cheepu, M., & Venkateswarlu, D. (2020). Microstructure and Mechanical Properties for the Dissimilar Joining of Inconel 718 Alloy to High-Strength Steel by TIG Welding. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 73, 1521–1525.

30. Dos, Rafaela & Silva, Santos & Demarque, Rudineli & Silva, Leonardo & De Castro, Jose. (2022). Analysis of Dissimilar Welding Joint between Inconel 718 and AISI 316L by GTAW Multipass Process *Análise da Junta Soldada Dissimilar entre Inconel 718 e AISI 316L pelo Processo GTAW Multipass*. *Soldagem & Inspeção*. 27.

31. Anuradha, M., Das, V. C., Susila, P., Cheepu, M. & Venkateswarlu, D. (2020). Effect of Welding Parameters on TIG Welding of Inconel 718 to AISI 4140 Steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 73, 1515–1520.

32. Kumar, Niraj & Kumar, Prakash & Upadhyaya, Rajat & Kumar, Sanjeev & Panday, Chandan. (2023). Assessment of the Structural Integrity of a Laser Weld Joint of Inconel 718 and ASS 304L. *Sustainability*. 15. 3903.

33. Li, G., Huang, J., & Wu, Y. (2014). An investigation on microstructure and properties of dissimilar welded Inconel 625 and SUS 304 using high-power CO₂ laser. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 76(5-8), 1203–1214.

34. Sirohi, Sachin & Pandey, Shailesh & Świerczyńska, Aleksandra & Rogalski, Grzegorz & Kumar, Naveen & Landowski, Michał & Fydrych, Dariusz & Pandey, Chandan. (2022). Microstructure and Mechanical Properties of Combined GTAW and SMAW Dissimilar Welded Joints between Inconel 718 and 304L Austenitic Stainless Steel. *Metals*. 13. 14.

35. Dziekońska, M. & Jonda, Ewa & Sroka, Marek & Węglowski, Marek & Jung, Tymoteusz. (2022). Microstructure and Properties of Dissimilar Joints of AISI 430 Steel with Inconel 625 Obtained by Electron Beam Welding. *Advances in Science and Technology Research Journal*. 16. 232–242.

36. Gavrish, P. A., Turchanin, M. A., & Perig, A. V. (2020). Analysis of the reasons for the penetration of copper into steel during welding. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 1–17.

37. Chen, G., Shu, X., Liu, J., Zhang, B., & Feng, J. (2019). Crystallographic texture and mechanical properties by electron beam freeform fabrication of copper/steel gradient composite materials. *Vacuum*, 109009.

38. Magnabosco, I. & Ferro, Paolo & Bonollo, Franco & Arnberg, Lars. (2006). An investigation of fusion zone microstructures in electron beam welding of copper–stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. 424. 163–173.

39. Mitru, Andrei & Semenescu, Augustin & Simion, George & Scutelnicu, Elena & Voiculescu, Ionelia. (2022). Study on the Weldability of Copper—304L Stainless Steel Dissimilar Joint Performed by Robotic Gas Tungsten Arc Welding. *Materials*. 15. 5535.

40. Tianyu Xu, Libo Wang, Xiuquan Ma, Zhengwu Zhu, Chunming Wang, Gaoyang Mi, Solidification sequence and crystal growth during laser welding stainless steel to copper, *Materials & Design*, Volume 225, 2023, 111519.

41. Yaz, Semih & Yılmaz, Eren. (2023). Investigation of the effects of filler metal and number of passes used in AISI 304 stainless steel-copper joints by TIG welding. *Welding in the World*, 67, 1123–1132.

42. Yao, C., Xu, B., Zhang, X., Huang, J., Fu, J., & Wu, Y. (2009). Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper–steel dissimilar joint. *Optics and Lasers in Engineering*, 47(7-8), 807–814.

УДК 621.791.722

Электронно-лучевая аддитивная наплавка вертикальной проволокой с регулированием распределения тепловложения*

Варушкин С.В.¹, Трушников Д.Н.¹, Беленький В.Я.¹, Зылев А.Ю.²,
Рожков К.А.³, Панг Ш.⁴, Сауседо-Зендехо Ф.Р.⁵

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
г. Пермь, Россия.

² ОАО «НИТИ «Прогресс», г. Ижевск, Россия.

³ АО «Пермский завод «Машиностроитель», г. Пермь, Россия.

⁴ Хуачжунский университет науки и технологии, г. Ухань, Китай.

⁵ Автономный университет Коауилы, г. Сальтильо, Мексика.

Аннотация. Целью работы является совершенствование способа электронно-лучевой наплавки с применением нескольких электронных лучей и вертикально подаваемой проволокой путем расширения диапазона используемых погонных энергий в области минимальных значений. Для многослойной наплавки участков шириной в один проход двумя электронными лучами осциллирующими по траекториям типа «восьмерка» и вертикальной подачей проволоки ВТ6 диаметром 1,2 мм была достигнута производительность в 0,45 кг/час при мощности источников тепла 1,3–1,5 кВт. Переход к выполнению участков шириной в несколько проходов без корректировки режима привел к дефектному сплавлению. Применение модифицированных разверток электронных лучей с направлением прямого ввода тепла 60% в проволоку и 40% в наплавляемый участок позволило повысить производительность многослойной наплавки до 0,66 кг/час на мощности источников тепла 1,3-1,5 кВт, при бездефектном сплавлении на участках шириной в несколько проходов. Механические свойства наплавленного материала по модифицированной схеме находятся на уровне проката. Отмечается грубая структура наплавленного материала с распространением зерен через несколько слоев, что свидетельствует о не оптимальных термических циклах нагрева и охлаждения наплавляемых слоев в условиях непрерывной наплавки малогабаритных образцов.

Ключевые слова: аддитивная технология, наплавка, проволока, электронный луч, тепловложение.

Abstract. The work is aimed to improve the method of electron beam surfacing using several electron beams and vertically fed wire by expanding the range of used linear energies in field of minimum values. For multilayer surfacing of sections one pass wide by vertical feeding of 1.2 mm diameter wire from Ti-6Al-4V and two electron beams oscillating along figure-of-eight trajectories with a heat summary source power of 1.3-1.5 kW was achieved a

* Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Пермского края в рамках научного проекта № С-26/508 и Российского фонда фундаментальных исследований совместно с Пермским краем (проект № 20-48-596006 р_НОЦ_Пермский край) и Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» и выполнения государственного задания «Разработка научно-технологических основ формирования системы материал-конструкция со специальными свойствами на основе гибридных аддитивных технологий»-FSNM-2021-0011.

productivity of 0.45 kg/hour. The transition to making sections several passes wide without adjusting the mode led to defective fusion. The use of modified scans of electron beams with direct heat input of 60% into the wire and 40% into the surfaced area made it possible to increase the productivity of multilayer surfacing to 0.66 kg/hour at a heat source power of 1.3-1.5 kW, with defect-free fusion in sections several passes wide. The mechanical properties of the deposited material according to the modified scheme are at the level of rolled products. A rough structure of the deposited material with grains spreading through several layers is noted, which indicates non-optimal thermal cycles of heating and cooling of the deposited layers under conditions of continuous surfacing of small-sized samples.

Keywords: additive technology, surfacing, wire, electron beam, heat input.

Технология «прямого производства посредством электронного пучка» (EBDM – Electron Beam Direct Manufacturing) является классическим использованием электроннолучевой пушки для плавления подаваемой сбоку проволоки. Такой подход обуславливает зависимость теплового распределения и переноса расплавленного металла от направления осуществления наплавки [1–2]. При этом, плавление проволоки, обычно, осуществляется в наведенной расплавленной ванне металла, а бездефектное формирование наплавленных слоев требует повышенного ввода тепла [3–4].

Одним из оригинальных направлений развития стала вертикальная подача проволоки с воздействием на нее источником тепла с разных сторон. Что позволяет производить бездефектную наплавку при меньшем тепловложении и получать стабильное формирование наплаваемого валика независимо от направления наплавки [5–6]. Несмотря на стабильность и простоту ведения процесса наплавки вертикальной проволокой с использованием специализированных электронно-лучевых пушек с полым катодом, его дальнейшее совершенствование ограничено ввиду невозможности независимого регулирования распределения тепловложения по поверхности наплаваемого участка и проволоки.

Способ многолучевой электронно-лучевой аддитивной наплавки фирмы Liaoning Xinfeng Precision Photoelectric Technology Co [7] с симметричным расположением 2, 3 или 4 электронно-лучевых пушек вокруг канала для подачи присадочной проволоки позволяет избежать зависимости качества от направления наплавки, однако остальные потенциальные достоинства не реализованы.

В настоящее время учеными Пермского политехнического университета совместно с НИТИ Прогресс разрабатывается технология электронно-лучевой наплавки с применением нескольких электронных лучей и вертикально подаваемой проволокой [6]. В данной технологии проволока подается вертикально, а электронные лучи воздействуют с разных сторон под определенными углами к ней. При этом, осуществляется как регулирование общего уровня тепловложения, так и контролируемое распределение ввода тепла между проволокой и

наплавляемой областью, а также по поверхности наплавки. Дополнительное выравнивание распределения тепловложения по поверхности наплавки производится с использованием токоведущей проволоки [8].

Несмотря на уже полученные удовлетворительные результаты наплавки проволокой ВТ6 по разрабатываемой технологии, продолжаются работы, направленные на повышение стабильности процесса и предсказуемости качества наплавки. Целью данной работы являлось расширение диапазона используемых погонных энергий в области минимальных значений.

Методика исследований

Выполнение практического эксперимента осуществлялось на лабораторной установке для двухлучевого электронно-лучевого трехмерного выращивания с использованием оборудования производства ОАО «НИТИ «Прогресс» с номинальным ускоряющим напряжением 60 кВ и суммарной мощностью до 24 кВт.

Практическая часть включала в себя наплавку единичных валиков для предварительного подбора режимов и многослойную наплавку прямолинейных стенок. В качестве подложки была использована пластина ВТ6 толщиной 10 мм, а в качестве присадочного материала – проволока ВТ6 диаметром 1,2 мм. При этом, проволока подавалась вертикально, а электронные лучи направлялись на область наплавки с противоположных сторон (рис. 1, а).

Этап предварительных исследований включал в себя подбор режимов двухлучевой электронно-лучевой наплавки вертикальной проволокой. Развертка лучей осуществлялась по одной из стандартных траекторий, поддерживаемых оборудованием – две восьмерки симметрично с двух сторон относительно проволоки. Параметры предварительных режимов (таблица 1) оптимизировались по минимально необходимой энергии электронных лучей для осуществления многослойной наплавки шириной в один проход с визуальным контролем отсутствия дефектов по изображению в отраженных электронах. Отмечается, что, переход к многослойной наплавке участков шириной в несколько проходов показал появление дефектов сплавления.

Была выполнена модификация развертки электронных лучей, направленных с двух сторон. Развертка электронных лучей производилась по нескольким точкам (рис. 1, б) зеркально для каждого электронного луча (рис. 1, в) с учетом следующих требований:

1) Обеспечение симметричного равномерного распределения энергии по наплавляемой поверхности для осуществления наплавки в

любом направлении в плоскости подложки без изменения характера плавления и переноса материала [9].

2) Обеспечение воздействия электронными лучами на проволоку с минимумом плотности энергии в зоне, в которую производится подача проволоки для стабилизации вблизи его положения расплавленного объема проволоки с компенсацией небольших отклонений проволоки от ее изначального положения и таким образом предотвращения выбрасывания металла на периферию области наплавки или за нее [10].

3) Обеспечение возможности регулировки пропорции прямого воздействия электронными лучами на проволоку и на поверхность наплавляемой области посредством изменения относительного времени воздействия на каждую точку развертки в ее периоде.

Таблица 1 – Параметры двухлучевой электронно-лучевой многослойной наплавки вертикальной проволокой

Параметр	Предварительный режим	Модифицированный режим
Суммарная мощность электронных лучей, кВт	1,3-1,5	1,3-1,5
Положение фокуса электронных лучей	на поверхности подложки	на поверхности подложки
Развертка электронных лучей	Две восьмерки симметрично с двух сторон проволоки, ширина 4,5мм, 200 Гц	Две дискретные траектории симметрично с двух сторон проволоки, ширина 4,5мм, 200 Гц
Скорость наплавки, м/мин	0,3	0,3
Скорость подачи проволоки, м/мин	1,5	2,2
Распределение прямого ввода тепла	отсутствует	60% в проволоку, 40% в наплавляемый участок

Результаты и их обсуждение

В результате основной части практических исследований были получены скорректированные режимы двухлучевой электронно-лучевой многослойной наплавки с учетом распределения прямого ввода энергии между наплавляемым участком и проволокой (табл. 1).

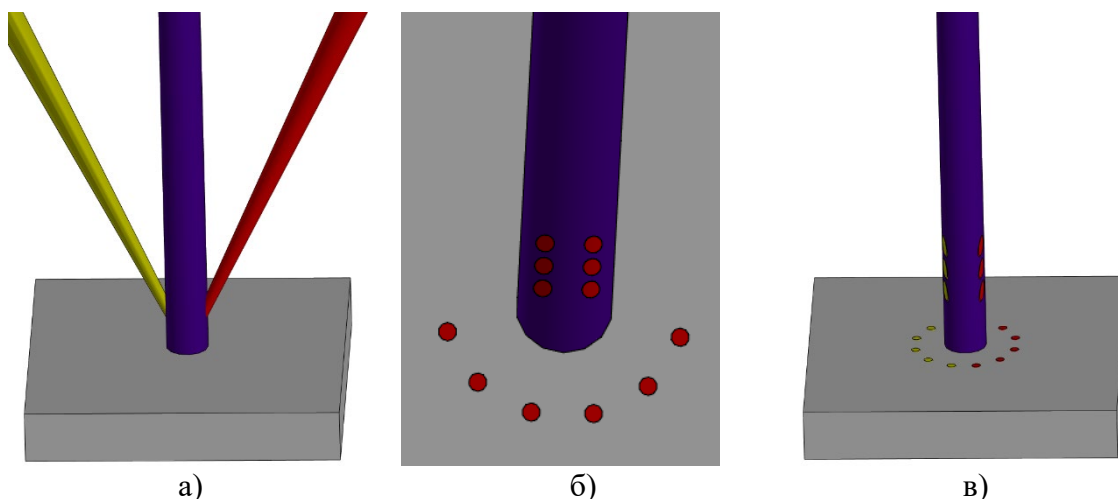


Рисунок 1 – Направление воздействия электронными лучами (а) и форма модифицированной развертки (а) на примере электронного луча № 1 с обозначением точек воздействия на проволоку и подложку и трехмерная схема (б) расположения точек воздействия на проволоку и подложку от электронных лучей

Полученные режимы использованы для изготовления прямолинейных стенок (рис. 2а) с ориентировочными размерами 80x15x100 мм (ДxШxВ) для вырезки образцов для механических испытаний в горизонтальном и вертикальном направлении (рис. 2, б) и металлографического исследования поперечного сечения (рис. 2, в).

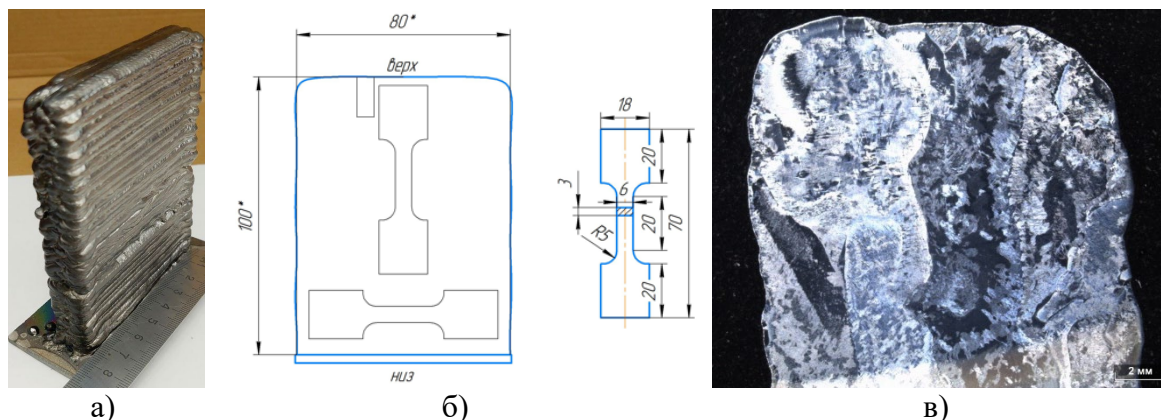


Рисунок 2 – Фотография наплавленной стенки (а) со схемой разрезки (б) и макрошлифом поперечного сечения (в)

Исследования механических свойств материала многослойной наплавки в состоянии после наплавки показали следующие результаты: предел прочности 851 ± 9 МПа, условный предел текучести 785 ± 33 МПа, относительное удлинение 11 ± 1 %, относительное сужение 20 ± 2 %. Отмечается, что такой уровень механических свойств соответствует ГОСТ 26492-85 для прутка катанного. При этом исследование макроструктуры материала показало наличие крупных вертикально ориентированных первичных зерен с межслойным проращением.

Заключение

Для многослойной наплавки участков шириной в один проход с разверткой воздействием двумя электронными лучами, осциллирующими по траекториям типа «восьмерка», и вертикальной подачей проволоки ВТ6 диаметром 1,2 мм была достигнута производительность в 0,45 кг/час при мощности источников тепла 1,3–1,5 кВт. Переход к выполнению участков шириной в несколько проходов без корректировки режима привел к дефектному сплавлению. Применение модифицированных разверток электронных лучей с направлением прямого ввода тепла 60% в проволоку и 40% в наплавляемый участок позволило повысить производительность многослойной наплавки до 0,66 кг/час на мощности источников тепла 1,3–1,5 кВт, при бездефектном сплавлении на участках шириной в несколько проходов. Механические свойства наплавленного материала по модифицированной схеме находятся на уровне проката. Отмечается грубая структура наплавленного материала с распространением зерен через несколько слоев, что свидетельствует о неоптимальных термических циклах нагрева и охлаждения наплавляемых слоев в условиях непрерывной наплавки малогабаритных образцов.

Литература

1. Fuchs J., Schneider C., Enzinger N. Wire-based Additive manufacturing using an electron beam as heat source // *Welding in the World*. – 2018. – Vol. 62. – P. 267–275.
2. The Inhomogeneous Microstructure and Mechanical Properties of Ti–6Al–4V Additively Manufactured by Electron Beam Freeform Fabrication / Present, S.J., Taminger, K.M., Domack, C.S., Hemker, K.J. // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2023. – Vol. 54. Iss. 1. – P. 312–319.
3. Mathematical model for metal transfer study in additive manufacturing with electron beam oscillation / Shcherbakov, A., Gaponova, D., Sliva, A., Goncharov A., Gudenko A., Rodyakina, R., Dragunov, V. // *Crystals*. – 2021. – Vol. 11. Iss. 12. – Art. No 1441.
4. Kalashnikov K.N., Chumaevskii A.V., Kalashnikova T.A., Kolubaev E.A. A substrate material and thickness influence on the 3D-printing of Ti–6Al–4V components via wire-feed electron beam additive manufacturing // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – Vol. 16. – P. 840–852.
5. Li Z., Cui Y., Chang B., et al. Manipulating molten pool in in-situ additive manufacturing of Ti-22Al-25 Nb through alternating dual-electron beams // *Additive Manufacturing*. – 2022. – Vol. 60, Part A. – Art. No 103230.
6. Twin Electron Beam Surfacing Using Vertical Ti–6Al–4V Wire / S.V. Varushkin, V.Ya. Belen’kii, D.N. Trushnikov, S. Pang, K.A. Rozhkov, I.A. Mosyagin // *Russian Engineering Research*. – 2023. – Vol. 43. Iss. 7. – P. 838–842.
7. Electron beam processing system and method for multi-electron beam center wire feeding: пат. 106392290 Китай. № 201611039005.0; заявл. 21.11.16; опубл. 19.02.19. – 7 с.
8. Improving the Heat Distribution by Current Bearing Wire in Electron Beam Surfacing Using Vertical Wire / S.V. Varushkin, V.Y. Belen’kii, S. Pang, T.V. Ol’shanskaya, G.A. Batrov // *Russian Engineering Research*. – 2023. – Vol. 43. Iss. 7. – P. 843–846.
9. Davlyatshin R.P., Gerasimov R.M., Bayandin Y.V., et al. Simulation of the Multi-Beam Electron-Beam Wire-Feed Additive Manufacturing Process in a Vacuum // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2022. – Vol. 2275. Iss. 1. – Art. No 012006.
10. Permyakov G., Davlyatshin R., Belenkiy V., et al. Numerical Analysis of the Process of Electron Beam Additive Deposition with Vertical Feed of Wire Material // *Obrabotka Metallov*. – 2022. – Vol. 24. Iss.3. – P. 6–21.

УДК 539.24; 539.25

К проблеме формирования аддитивных изделий из жаропрочного сплава с заданной структурой *

Гурьянов Д.А.¹, Фортуна С.В.¹, Никонов С.Ю.¹

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

Аннотация. Представлены результаты анализа комплексных исследований по установлению особенностей макро- и микроструктуры материала экспериментальных аддитивных изделий упрощенной формы в виде вертикальных стенок из жаропрочного сплава на основе никеля ЖС32, сформированных посредством электронно-лучевого аддитивного производства. Были экспериментально определены диапазоны погонной энергии, схемы отвода тепла из ванны расплава и стратегия 3D печати в совокупности, обеспечивающие формирование аддитивных изделий с заданной направленной структурой, минимизированными отклонениями от заданных формы и размеров при отсутствии макродефектов типа трещин и пор всех видов. Установлено, что предварительный нагрев подложки и последующее поддержание достигнутой температуры в течение всего процесса формирования аддитивного изделия, в сочетании с низкими (реализованными в настоящем исследовании) значениями погонной энергии, позволяет получать изделия с наилучшими характеристиками направленной макро- и микроструктуры при удовлетворительном соответствии заданным размерам изделия.

Ключевые слова: жаропрочный сплав, направленная структура, электронно-лучевая аддитивная технология.

Abstract. The results of an analysis of complex studies to establish the features of the macro- and microstructure of the material of experimental additive products of a simplified form in the form of vertical walls made of a superalloy ZhS32, formed through electron beam additive manufacturing, are presented. Ranges of heat input, heat removal schemes from the melt pool and a 3D printing strategy in combination were experimentally determined, ensuring the formation of additive products with a given directional structure, minimized deviations from the specified shape and size in the absence of macrodefects such as cracks and pores of all types. It has been established that preheating the substrate and subsequent maintenance of the achieved temperature throughout the entire process of forming an additive product, in combination with low heat input values (implemented in this study), makes it possible to obtain products with the best characteristics of a directional macro- and microstructure with satisfactory compliance with the specified dimensions of the product.

Keywords: superalloy, directional structure, electron beam additive manufacturing.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-22-00891, <https://rscf.ru/en/project/22-22-00891/>

Введение

Эволюция газотурбинных установок привела к необходимости изготовления рабочих лопаток из жаропрочных сплавов с заданной монокристаллической структурой [1–3]. При этом мировые лидеры производства газотурбинных установок транспортного назначения требуют, чтобы значение углов разориентации элементов направленной структуры было не более 15, но лучше, менее 8 градусов, для признания лопатки пригодной для использования [4, 5].

Для изготовления рабочих лопаток газотурбинных установок наиболее распространенными все еще являются жаропрочные сплавы второго поколения (ЖС32, CMSX-4 и др.). Эксплуатационные характеристики данных материалов обеспечиваются введением таких тугоплавких элементов как, Re, W и Ta [6]. Классической технологией получения изделий с монокристаллической структурой из никелевых сплавов является метод Бриджмена-Стокбаргера с жидкометаллическим охладителем и применением кристаллоотборника, обеспечивающего рост зерен с необходимой кристаллографической ориентацией.

К настоящему времени сформировалось мнение, что потенциально перспективным методом получения металлических изделий с направленной структурой являются аддитивные технологии [7]. Среди множества разновидностей аддитивных технологий выделим проволоочное электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) [7]. ЭЛАП обладает наибольшей производительностью в сравнении с аддитивными методами, в которых применяется исходный материал в виде дисперсных порошков. Кроме того, дисперсные порошковые материалы значительно более дорогие (в некоторых случаях на порядок), чем аналогичные материалы в виде проволоки или прутков.

Настоящее исследование было проведено с целью установления взаимосвязи основных технологических параметров ЭЛАП (ускоряющее напряжение, ток электронного пучка и скорость перемещения рабочего стола), взаимосвязанных величиной погонной энергии, способа отвода тепла из ванны расплава и стратегии 3D печати в процессе ЭЛАП с макро- и микроструктурой материала таких изделий, а также общей морфологией изделий.

Материал и методы исследования

Материалом исследования были аддитивные изделия упрощенной формы в виде тонких вертикальных стенок, сформированных из прутков жаропрочного сплава ЖС32 на лабораторной установке электронно-лучевого аддитивного производства в ИФПМ СО РАН [8]. Отметим, что литейный жаропрочный сплав на основе никеля ЖС32 [9] относится к

классу дисперсионно-твердеющих. Структурно-фазовое состояние сплава представлено твердым раствором никеля (γ -фаза), легированным тугоплавкими элементами (W, Re, Ta, Mo), наноразмерными и субмикроструктурными выделениями интерметаллидной γ' -фазы на основе Ni_3Al и карбидами различной морфологии и размеров.

В результате проведения серии предварительных экспериментов, было установлено, что основными технологическими параметрами ЭЛАП являются: ускоряющее напряжение (U , кВ), ток электронного пучка (I , мА) и скорость перемещения рабочего стола (v , мм/мин). Указанные параметры обуславливают погонную энергию (E , кДж/мм) [10], и связаны между собой соотношением [11]:

$$E = \frac{60 \times U \times I}{1000 \times v}. \quad (1)$$

Как было показано в работах [12, 13] формирование аддитивных изделий, не содержащих макродефектов (трещин всех видов и пор) с удовлетворительным соблюдением заданной формы обеспечивается экспоненциальным снижением погонной энергии по мере увеличения высоты аддитивного изделия.

При формировании аддитивных изделий (вертикальных стенок) применялись несколько схем подвода погонной энергии и отвода тепла от ванны расплава в процессе ЭЛАП. Было сформировано шесть стенок. Значения основных технологических параметров ЭЛАП и погонной энергии, рассчитанной по соотношению (1), а также стратегия 3D печати и условия отвода тепла из ванны расплава указаны в таблице 1.

Из аддитивных изделий (см. рис. 1) вырезались темплеты (заготовки) для последующего изготовления продольных (параллельно траектории 3D печати) шлифов (см. рис. 2) для структурных исследований с помощью световой и сканирующей электронной микроскопии. Шлифы для структурных исследований были подготовлены методами механического шлифования и полирования с последующим химическим травлением реактивом Марбле. Макро- и микроструктуру материала аддитивных изделий исследовали с помощью конфокального микроскопа LEXT OLS 4100 (Olympus Corporation, Токио, Япония), а также сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 LMU SEM (TESCAN ORSAY HOLDING, Брно, Чешская республика).

Макроскопическая фотосъемка производилась при помощи цифровой фотокамеры Pentax K-3 (Ricoh Company, Ltd., Токио, Япония).

Таблица 1 – Значения основных технологических параметров ЭЛАП и погонной энергии, стратегия 3D печати и условия отвода тепла

Изделие	U, кВ	I, мА	v, мм/мин	E, кДж/мм	Стратегия 3D печати / Условия отвода тепла
«1»	30	25,0 – 12,5	20	2,25 – 1,13	Однонаправленная / В охлаждаемый рабочий стол
«2»		25,0 – 12,5	20	2,25 – 1,13	Однонаправленная / Частичное подавление теплопроводной составляющей в охлаждаемый рабочий стол
«3»		25,0 – 16,0	40	1,13 – 0,72	Однонаправленная / В охлаждаемый рабочий стол
«4»		25,0 – 30,0 – 13,0	20	2,25 – 2,60 – 1,35	Разнонаправленная 3D-печать / В охлаждаемый рабочий стол
«5»		20,0 – 11,5	20	1,80 – 1,08	Однонаправленная / Подогрев подложки до 400°C и поддержание в течение аддитивного процесса
«6»		23,0 – 12,0	20	2,07 – 1,08	Однонаправленная / В охлаждаемый рабочий стол и частичное подавление радиационной составляющей

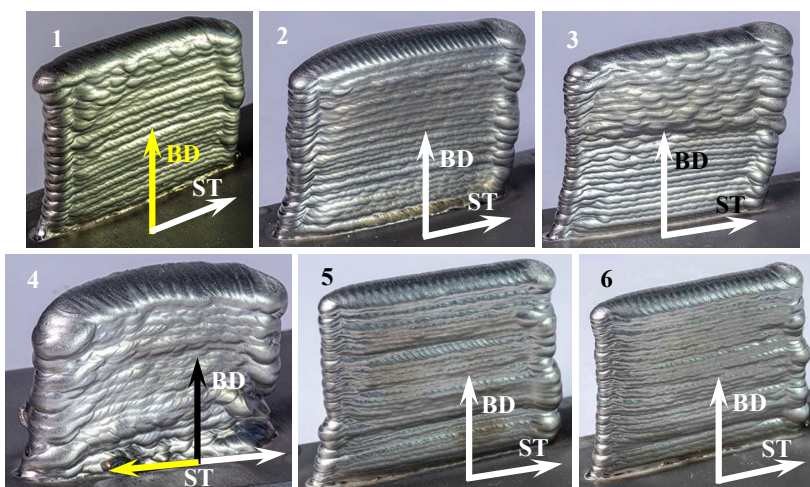


Рисунок 1 – Общий вид аддитивных изделий упрощенной формы в виде вертикальных стенок. BD (building direction) – направление аддитивного выращивания, ST (scanning trajectory) – направление 3D печати

Результаты и их обсуждение

При визуальном исследовании всех аддитивных изделий трещин на их наружных поверхностях не выявлялось (см. рис. 1). Отметим, что детальные исследования средствами световой и сканирующей электронной микроскопии подтвердили отсутствие в материале всех

изделий таких дефектов, как несплошности (трещины, поры, несплавления, включения и т.п.).

Из сопоставления данных таблицы 1 и рисунка 1 очевидно, что общая морфология аддитивных изделий существенно зависит от погонной энергии и стратегии 3D печати. В частности, процессы ЭЛАП с маркировкой «3» и «4» не обеспечивали формирование аддитивных изделий заданной формы и размеров в виде вертикальных стенок с габаритными размерами $56 \times 41 \times 11 \text{ мм}^3$ (длина \times высота \times ширина) по причине чрезмерного оплавления.

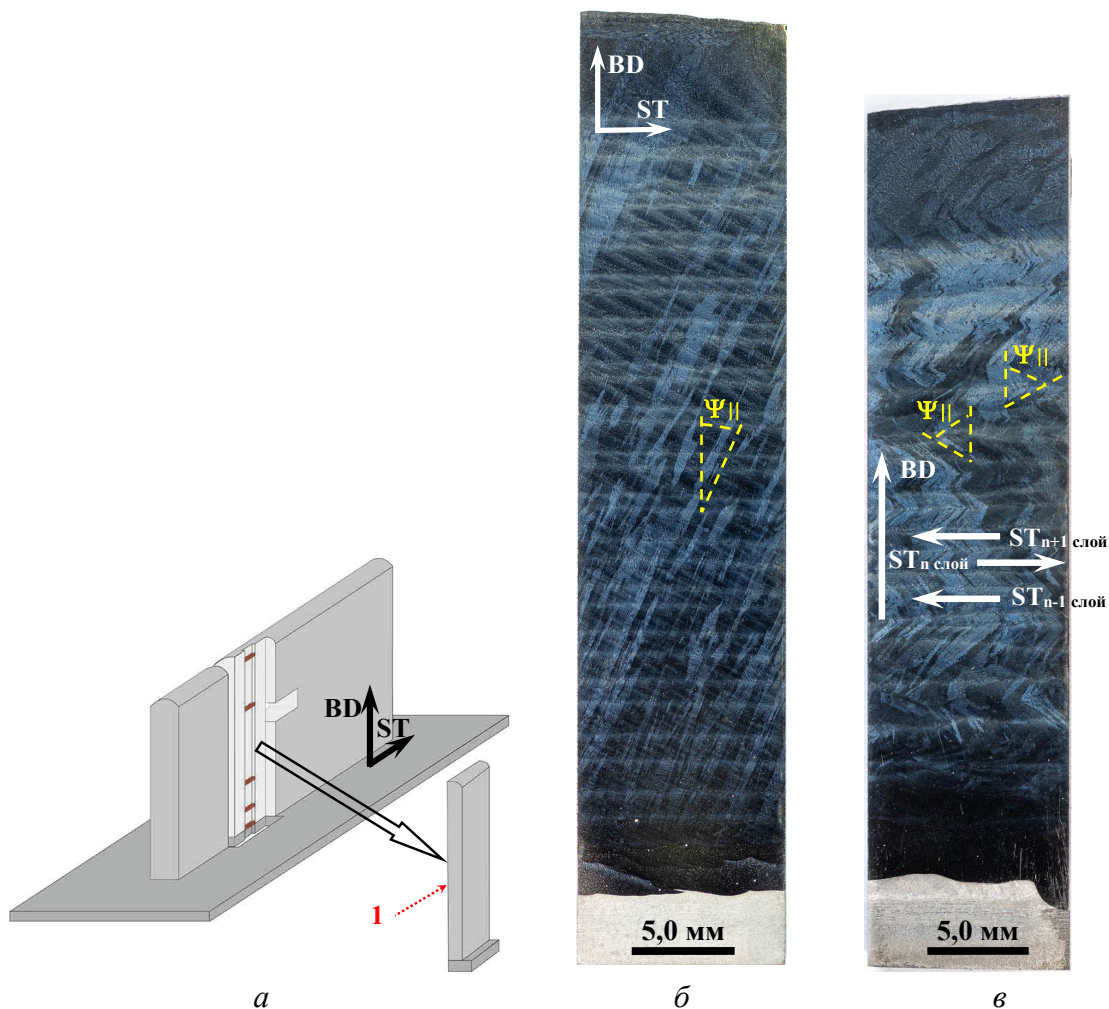


Рисунок 2 – Схема вырезки образцов для структурных исследований (а), макроструктура материала аддитивных изделий с маркировкой «1» (б) и «4» (в) в продольных сечениях. Структурные исследования проводились на продольных шлифах, подготовленных на поверхностях 1

Двукратное увеличения скорости 3D печати (процесс «3») позволяет снизить погонную энергию до самого низкого значения $0,72 \text{ кДж/мм}$ (см. таблицу 1). Однако на $\frac{1}{2}$ высоты изделия и более, наблюдается чрезмерное оплавление поверхности изделия. Очевидно, что в процессе быстрой 3D печати в материале формируемого изделия аккумулируется

избыточное тепло в следствие снижающегося, по мере увеличения высоты изделия, теплоотвода посредством теплопроводности в подложку через ранее сформированные слои, и наибольшего из реализованных в настоящем исследовании, тока пучка 16,0 мА при формировании финальных слоев изделия, начиная с шестнадцатого.

Разнонаправленная 3D печать (изделие «4») приводит к избыточному оплавлению аддитивного изделия вследствие наибольшей, из реализованных в настоящем исследовании, погонной энергии, при этом финальное значение погонной энергии составляет 1,35 кДж/мм (см. таблицу 1).

Предварительный подогрев подложки до 400°C и поддержание этой температуры в течение всего аддитивного процесса (изделие «5») позволяет снизить погонную энергию до 1,08 кДж/мм (см. таблицу 1).

Частичное подавление радиационной составляющей отвода тепла (изделие «4») также позволяет снизить погонную энергию до 1,08 кДж/мм (см. таблицу 1).

Визуальное и измерительное сравнение аддитивных изделий с заданными при 3D печати габаритными размерами, показало, что размеры изделий «1», «5» и «6» имеют наименьшие отклонения от заданных.

На рисунках 2, б и 2, в приведены характерные изображения макроструктуры изделий с маркировкой «1» и «4» в продольных сечениях. На приведенных изображениях хорошо визуализируется макроструктура материала изделий в виде однонаправленных колоний дендритов в случае однонаправленной 3D печати (изделие «1») и характерных зигзаго-направленных колоний дендритов в случае разнонаправленной 3D печати (изделие «4»). Колонии дендритов простираются от переходного слоя у подложки до финальных (предпоследнего и последнего) слоев изделия и наклонены в направлении 3D печати. В таблице 2 приведены средние значения углов наклона осей дендритов первого порядка, и, соответственно колоний дендритов, относительно направления аддитивного выращивания изделий на полувысоте аддитивных изделий. Раннее проведенные исследования [14] на примере жаропрочного сплава ЖС6У показали, что наклон колоний дендритов в материале аддитивных изделий обусловлен кривизной фронта кристаллизации в ванне расплава.

Из анализа данных, приведенных в таблицах 1 и 2 следует несколько выводов:

- снижение погонной энергии приводит к уменьшению углов наклона относительно направления аддитивного выращивания изделий «3» и «5»;

- разнонаправленная 3D печать (при использованных значениях погонной энергии) приводит к формированию характерной направленно-зигзагообразной макроструктуры изделия «4»;

– снижение величины отвода тепла из ванны расплава как за счет частичного подавления теплопроводной составляющей в охлаждаемый рабочий стол, так и за счет частичного подавления радиационной составляющей (изделия «2» и «6», соответственно), приводит к увеличению наклона относительно направления аддитивного выращивания изделий.

Таблица 2 – Средние значения угла наклона осей дендритов первого порядка относительно направления аддитивного выращивания изделий $\langle \Psi_{||} \rangle$ и средние значения расстояний между осями дендритов первого порядка λ_1 на полувысоте аддитивных изделий

Изделие	$\langle \Psi_{ } \rangle$, град.	λ_1 , мкм
1	24,2	15,7±1,6
2	26,1	29,8±5,3
3	21,4	30,9±3,9
4	-38,0 / +37,3	28,0±4,2
5	21,0	20,4±1,9
6	31,2	26,6±2,5

Основная характеристика дендритной структуры – среднее расстояние между осями первого порядка дендритов λ_1 определялась методом подсчета пересечений первичными осями поверхности металлографического шлифа. На рисунке 3 показаны характерные расстояние между осями первого порядка дендритов λ_1 , в таблице 2 приведены результаты определения λ_1 на полувысоте аддитивных изделий.

Сопоставление данных, приведенных в таблицах 1 и 2, свидетельствует, что величина погонной энергии и условия отвода тепла из ванны расплава непосредственно влияют на микроструктуру материала аддитивных изделий. Что выражается в изменении среднего расстояния между осями дендритов первого порядка λ_1 :

– снижение величины отвода тепла из ванны расплава в процессах «2» и «6» приводит к увеличению λ_1 в 1,9 и 1,7 раза, соответственно;

– снижение погонной энергии, относительно процесса «1», в условиях предварительного подогрева подложки до 400°С и поддержания этой температуры в течение аддитивного процесса «5» приводит к умеренному увеличению λ_1 в 1,3 раза. Снижение же погонной энергии в процессе «3» посредством удвоения скорости подачи рабочего стола приводит к двукратному увеличению λ_1 по причине аккумуляции в материале формируемого изделия избыточного тепла, что отмечалось выше;

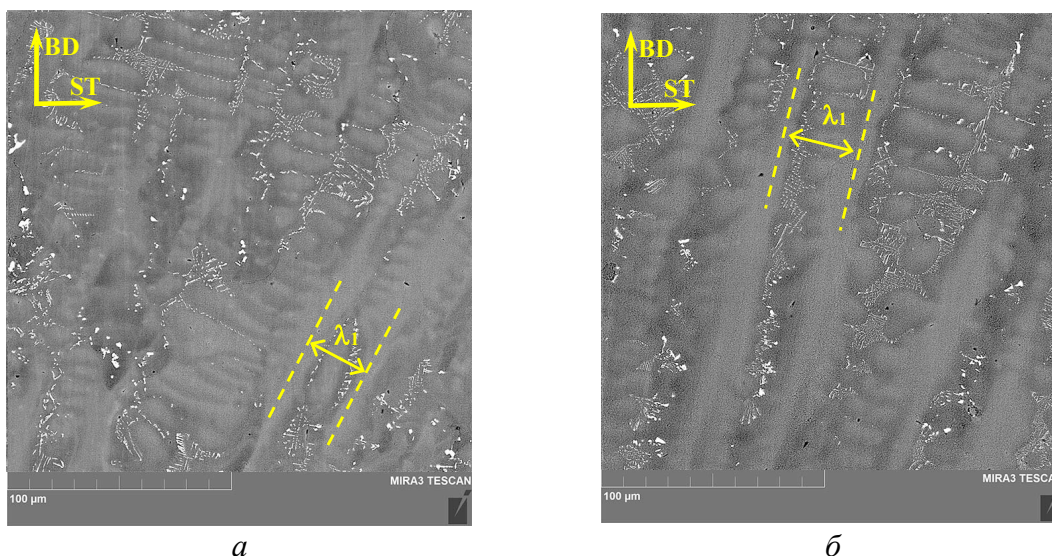


Рисунок 3 – РЭМ изображение в режиме фазового контраста микроструктуры материала аддитивного изделия с маркировкой «5» в продольном сечении на расстояниях 8,0 (а) и 28,0 мм (б) от подложки

– увеличение погонной энергии в процессе разнонаправленной 3D печати приводит к увеличению λ_1 в материале изделия «4» в 1,8 раза.

Заключение

Анализ результатов исследований по установлению особенностей макро- и микроструктуры материала экспериментальных аддитивных изделий упрощенной формы в виде вертикальных стенок из жаропрочного сплава на основе никеля ЖС32, сформированных посредством проволочного электронно-лучевого аддитивного производства, показал:

– формирование аддитивных изделий в диапазоне значений погонной энергии от 2,25 до 0,72 кДж/мм обеспечивает отсутствие макродефектов типа несплошностей (трещины, поры и т.п.) во всем объеме материала изделия;

– материал всех аддитивных изделий имеет направленную макроструктуру, за исключением предпоследнего и последнего слоев, толщиной не более 3,5 мм;

– формирование аддитивных изделий в условиях предварительного подогрева подложки до 400°C и поддержания этой температуры в течение аддитивного процесса в сочетании с низкими значениями погонной энергии (1,80–1,08) кДж/мм, приводит к наименьшему углу наклона колоний дендритов относительно направления аддитивного выращивания изделий в 21 градус, одному из наименьших значений среднего расстояния между осями дендритов первого порядка 20,4 мкм при удовлетворительном соответствии заданным размерам изделия.

Литература

1. Sulak I. Effect of tensile dwell on high-temperature low-cycle fatigue and fracture behaviour of cast superalloy MAR-M247 / I. Sulak, K. Obrtlík, // *Engineering Fracture Mechanics*. – 2017. – V. 185. – P. 92–100.
2. Lu C. Uncovering the high-temperature microstructural evolution and creep-fatigue damage mechanism of CMSX-4 brazed joints / C. Lu, Z. Qin, S. Wang, et al. // *International Journal of Fatigue*. – 2023. – V. 173. – 107681.
3. Wu W.P. An anisotropic elastic–plastic model for predicting the rafting behavior in Ni-based single crystal superalloys / W.P. Wu, S.Y. Li, Y.L. Li // *Mechanics of Materials*. – 2019. -V. 132. -P. 9-17.
4. Yu, J.; Li, J.R.; Liu, S.Z.; Han, M. Creep Anisotropy in Single-Crystal Superalloy DD6 near the [001] Orientation. In *Superalloys 2020. The Minerals, Metals & Materials Series*; Springer: Cham, Germany, 2020.
5. Albrecht, R.; Zubko, M.; Gancarczyk, K.; Szeliga, D. High-Resolution Diffraction Imaging of Misorientation in Ni-Based Single Crystal Superalloys. In *Superalloys 2020; The Minerals, Metals & Materials Series*; Springer: Cham, Germany, 2020.
6. Mirak A. Effects of solidification rate and heat treatment on microstructure characterization and hot tensile strength of single crystal CMSX-4 superalloy / A. Mirak, M. Fathi // *Materials Characterization*. – 2022. –V. 194. – 112449.
7. Zykova A.P. Effect of Copper Content on Grain Structure Evolution in Additively Manufactured Ti-6Al-4V Alloy / A.P. Zykova, A.V. Nikolaeva, A.V. Vorontsov et al // *Phys. Mesomech*. – 2023. – V. 26. – P. 107–125.
8. Kolubaev E.A. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumaevskii, et al // *Phys. Mesomech*. – 2022. – V. 25. – P. 479–491.
9. Bykov Y.G. Mechanical properties of high-temperature alloy ZhS32 at 1150–1250 C / Y.G. Bykov, T.P. Zakharova, E.V. Monastyrskaya, A.V. Fishgoit, A.M. Dushkin, A.G. Demidov // *Met. Sci. Heat Treat*. – 2006. – V. 48. – P. 41–43.
10. ГОСТ Р 58904-2020/ISO/TR 25901-1:2016 Сварка и родственные процессы. Словарь. Часть 1. Общие термины.
11. Tarasov S.Y. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.L. Savchenko et al // *International Journal of Advancing Manufacturing Technology*. – 2018. – V. 99. – P. 2353–2363.
12. Utyaganova V.R. Controlling the porosity using exponential decay heat input regimes during electron beam wire-feed additive manufacturing of Al-Mg alloy / V.R. Utyaganova, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, et al // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – V. 108 (9–10). – 2823.
13. Fortuna S. Features of the Macro-, Micro-, and Fine Structure of the Nickel Superalloy Product Material Formed by the Method of Electron Beam Additive Manufacturing / S. Fortuna, D. Gurianov, S. et al // *Materials*. – 2022. – V. 15(24). – 8882.
14. Fortuna S. Directional Solidification of a Nickel-Based Superalloy Product Structure Fabricated on Stainless Steel Substrate by Electron Beam Additive Manufacturing / S.V. Fortuna, D.A. Gurianov, K.N. Kalashnikov et al // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2021. – V. 52A. – P. 857–870.

УДК 621.791.722

Получение комбинированной конструкции сталь-титан методом электронно-лучевого аддитивного формообразования с использованием промежуточных слоев из меди и ниобия*

Терентьев Е.В.¹, Бородавкина К.Т.¹, Козырев Х.М.¹, Шишкин Д.В.¹,
Слива А.П.¹, Гончаров А.Л.¹, Гуденко А.В.¹, Жгут Д.А.¹

¹ ФГБОУ ВО "НИУ МЭИ", Москва, Российская Федерация

Аннотация. Работа посвящена исследованию возможности получения биметаллических конструкций «титан-сталь» методом электронно-лучевого аддитивного формообразования с использованием промежуточных слоев. В качестве металла промежуточных слоев в работе использованы ниобий и медь. Проведены металлографические исследование наплавленных слоев. Построено распределение твердости по образцу. Отмечены технологические сложности наплавки ниобия на титан, а также стали на медь. Получено временное сопротивление конструкции на уровне меди. Показана необходимость снижения содержания титана в ниобии для предотвращения межзеренного проникновения меди.

Ключевые слова: Биметалл, электронно-лучевое аддитивное формообразование, микроструктура, межкристаллитное проникновение, сталь, титан, ниобий, медь.

Abstract. The work is devoted to studying of the possibilities of producing bimetallic «titanium-steel» structures using the electron-beam additive manufacturing using intermediate layers. Niobium and copper were used as the metal of the intermediate layers. Metallographic examination of the deposited layers was carried out. The hardness distribution was plotted. The technological difficulties of surfacing niobium on titanium, as well as steel on copper, are noted. The tensile strength of the samples was obtained at the level of copper. The necessity of reducing the titanium content in niobium in order to prevent the intergranular penetration of copper is shown.

Keywords: Bimetal, electron-beam additive manufacturing, microstructure, intergranular penetration, steel, titanium, niobium, copper.

Введение

На сегодняшний день большое распространение получили комбинированные конструкции из разнородных материалов. Они позволяют сочетать необходимые свойства нескольких материалов в одной конструкции. Одна из таких – комбинированная конструкция сталь-титан, сочетающая высокую коррозионную стойкость и низкую плотность титана с высокой прочностью и технологичностью стали.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10338).

Основной проблемой получения рассматриваемой конструкции является металлургическая несовместимость железа и титана. При взаимодействии данной пары материалов образуются хрупкие интерметаллиды, приводящие к разрушению места соединения [1, 2]. С учетом этого на сегодняшний день используют сварки в твердой фазе, такие как сварка взрывом [3, 4], сварка трением [5, 6] и диффузионная сварка [7, 8], а также сварка плавлением с применением промежуточных слоев [10, 11, 12, 13]. Наиболее распространенным способом получения биметаллических пластин сталь-титан является сварка взрывом. Несмотря на то, что метод подразумевает отсутствие оплавления, в изделиях обнаруживаются локальные оплавления, приводящие к образованию трещин [4], а в случае сварки цилиндрических изделий нарушается истечение газов, что приводит к нагреву и еще большему оплавлению [9]. Стоит также отметить, что и применение сварки взрывом и диффузионной сварки ограничивает геометрию свариваемых деталей и снижает технологичность ремонта.

Применение методов аддитивного формообразования через промежуточные слои при изготовлении биметаллических конструкций титан-сталь позволит получать конструкции практически с любой геометрической конфигурации стыка. В качестве слоя, наплавляемого на титан, могут выступать ванадий [10–16], ниобий [17–25] и тантал [12, 17, 26, 27], однако тантал имеет большую разницу по температуре плавления с титаном, что может создать серьезные технологические сложности при наплавке.

В ряде работ при сварке титана с сталью использовали ванадиевые прослойки [10–16], однако в области сплавления ванадия со сталью неизбежно образования прослойки, в которой возможно образование хрупкой σ -фазы. Вероятность выделения σ -фазы повышается при повторном нагреве, характерном послойной наплавке, поэтому в рамках данной работы наплавка стали непосредственно на ванадий не была рассмотрена. В качестве во второго слоя может быть использована медь или никель. Исходя из анализа взаимодействия ванадия с никелем [28, 29, 30, 34] и ниобия с никелем [19, 31–33] в обоих случаях отмечается образование хрупкой и твердой интерметаллидной фазы. Пластичность образцов, полученных через никелевый слой оказывается низкой – относительное удлинение не превышает 1,5% [19, 33]. В отличие от никеля, медь при взаимодействии что с ниобием, что с ванадием, что с железом не образует интерметаллидных фаз. К тому же температура плавления меди ниже, что может позволить проводить наплавку без оплавления подложки. Поэтому в данной работе в качестве второго слоя использовали медь.

Ванадий и ниобий с точки зрения металлургической совместимости с титаном близки, являясь стабилизаторами β -фазы титана. В переходных

зонах возможно образование метастабильных α' , α'' и ω фаз при определенных концентрациях в титане. Однако, по данным научных работ [14,15,35,36], выделение наименее неблагоприятной ω -фазы выявлено только в системе Ti-V. Также, немаловажной особенностью системы Ti-V, отмеченной в работе [16], является образование области несмешивания, со склонностью к фазовому разделению на зоны с высоким и низким содержанием титана. При этом зоны, обогащенные титаном, удовлетворяют условиям образования ω -фазы. Поэтому в данной работе в качестве первой переходной прослойки со стороны титана использовали ниобий.

Целью данной работы является исследование особенностей формирования биметаллических конструкций «титан-сталь», полученных с применением проволочных аддитивных технологий через промежуточные слои из ниобия и меди.

Методика исследования

Для исследования возможности получения биметаллических конструкций «титан-сталь» методом электронно-лучевого аддитивного формообразования (ЭЛАФ) были изготовлены два образца: № 1 и № 2. На пластину из титанового сплава ВТ1-0, размером 100x40x4, наплавляли ниобиевую проволоку Нб1. Для снижения концентрации титана в ниобиевой прослойке на каждый образец наплавляли не менее 3 слоев ниобия. На ниобиевую прослойку наплавляли медную проволоку марки М0б, также по 3 слоя. Наплавка низкоуглеродистой стальной проволоки Св08Г2С осуществлялась на медный слой. Для оценки механических свойств разнородной конструкции был изготовлен образец № 3, который после наплавки ниобиевого слоя, был сварен «в стык» со сталью с использованием присадочной проволоки из меди марки М0б. Зазор в стыке составлял 2 мм, в качестве подложки использовали медную пластину из меди марки М1. Работы по ЭЛАФ велись на электронно-лучевой установке с энергоблоком ЭЛА-40И с ускоряющим напряжением 60 кВ, оборудованной механизмом подачи присадочной проволоки с числовым программным управлением. Скорость наплавки во всех случаях составляла 125 мм/мин. Давление в вакуумной камере составляло 10^{-3} мм рт. ст.

Для исследования микроструктуры и твердости полученных соединений изготавливали шлифы по следующей методике: образцы отрезались на абразивно-отрезной станок AbrasiMatic 300, затем полученные образцы запрессовывались на станке для горячей запрессовки SimpliMet 1000 в компаунд на фенольной основе, шлифовались на шлифовально-полировальном станке EcoMet 250 карбидо-кремниевой бумаге зернистостью P80-P2500 и полировались с помощью

полировальных суконов и суспензий различной дисперсности. Выявление микроструктуры методом химического травления осуществлялось поэтапно от слоя с наименьшей химической стойкостью к слою с наибольшей. Составы используемых травителей приведены в таблице 1.

Таблица 1 – состав реагентов, использованных для травления

Травитель №	Состав
1	$\text{HNO}_3:\text{HF}:\text{H}_2\text{O}=2:1:10$
2	50%-ный раствор азотной кислоты в воде
3	5г FeCl_3 + 30мл HCl + 100мл H_2O
4	4%-ный раствор азотной кислоты в спирте

Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Zeiss Observer Z1m и сканирующем электронном микроскопе Tescan MIRA 3 LMU.

Измерение твердости проводили на твердомере Wolpert Wilson Instruments Vickers Hardness Tester 432SVD с нагрузкой 1 кгс. В переходных зонах строили распределение микротвердости поперек зоны сплавления при нагрузке 0,01 кгс.

Из образца № 3 в поперечном относительно шва направлении вырезали 4 образца на растяжение. Испытания на растяжение проводили на электромеханической испытательной машине INSTRON 5982 при скорости деформирования 2 мм/мин.

Результаты исследований

Наплавка ниобиевого слоя на титан

Панорама поперечного среза наплавленных валиков образца № 2 представлена на рисунке 1. В образце № 1 на титан было наплавлено 3 слоя ниобия, а в образце № 2 – 6. В наплавленных валиках ниобия отмечается различная травимость валиков, связанная с разной концентрацией титана в каждом валике. В слоях близких к титану отмечаются завихрения с разной травимостью, связанные с неполным перемешиванием присадочного материала. Следует отметить, что формирование первого валика имеет ряд особенностей, связанных с заметно более высокой температурой ниобия по сравнению с титановой подложкой, что приводило к тому, что титановая подложка могла продолжать плавиться уже после того, как ниобиевый валик начинал закристаллизовываться.

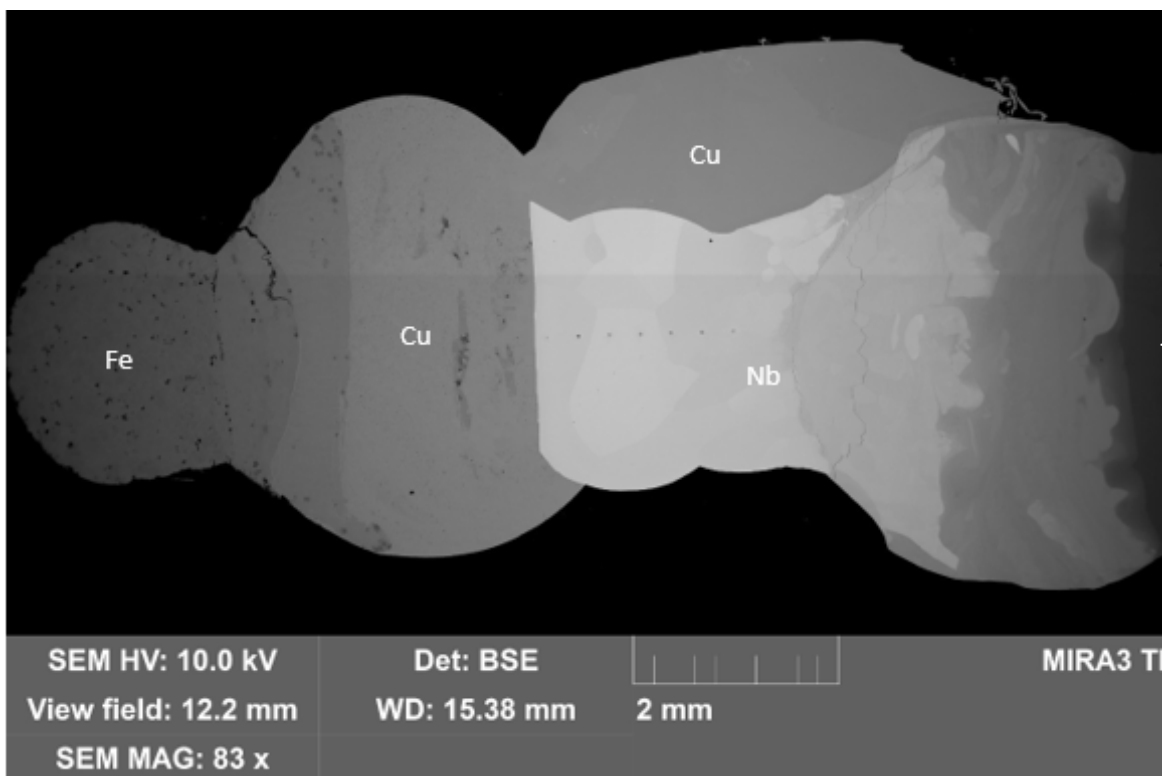


Рисунок 1 – Микроструктура наплавленного ниобиевого слоя

Микроструктура наплавленных валиков различна. Первый валик имеет ячеистую (рис. 2, а) либо ячеисто-дендритную структуру. Анализ распределения химического состава на СЭМ показал сегрегацию титана на периферии кристаллитов. Непосредственно на линии сплавления с титаном отмечено образование узкой прослойки с игольчатой структурой (рис. 2, б), микротвердость которой не превышает 275 HV0.01. Второй валик имеет крупнозернистую структуру с характерным размером равноосных полигональных зерен порядка 100–200 мкм. Внутризеренная структура представлена также ячеистыми или ячеисто-дендритными кристаллитами. Начиная с 3 валика структура представлена особо крупными равноосными зернами, размер которых часто превышает 1 мм. Внутризеренная сегрегация не была выявлена.

Распределение твердости приведено на рисунке 3. Максимальное значение твердости наблюдается в переходной области и составляет 222 HV1. По мере удаления от линии сплавления отмечается ступенчатое изменение твердости.

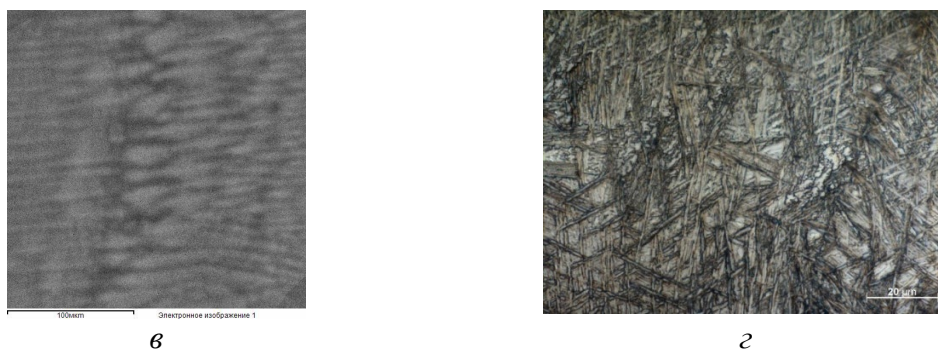


Рисунок 2 – Микроструктура наплавленного ниобиевого слоя: а) электронное изображение структуры первого валика ниобия, б) игольчатая структура на линии сплавления, 1500х

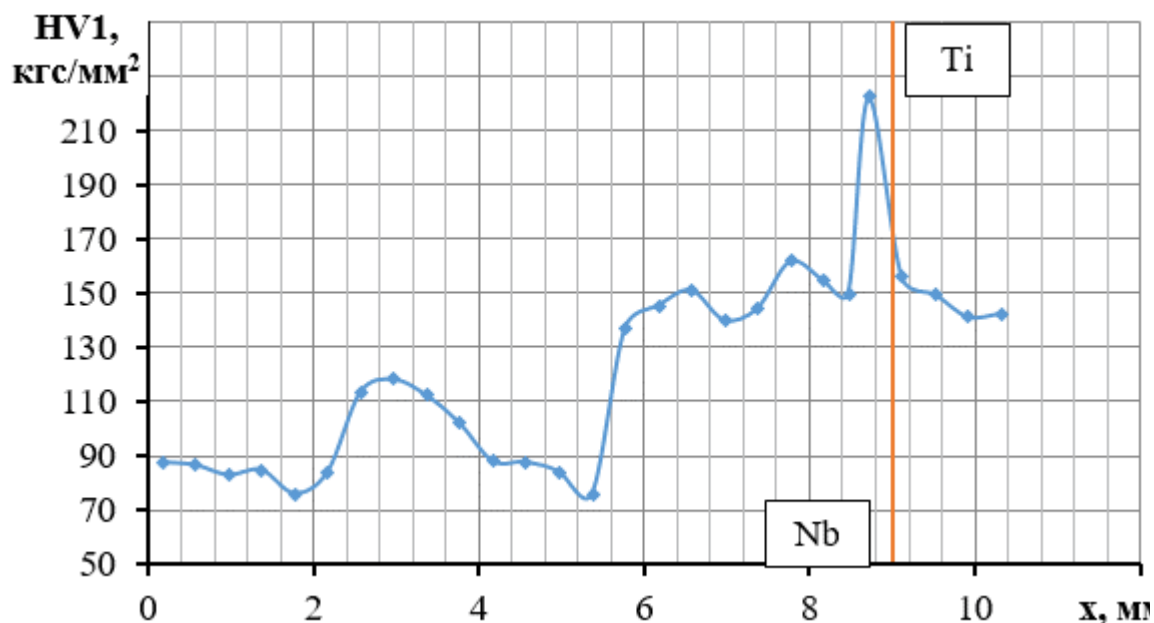


Рисунок 3 – Распределение твердости в образце № 9

Наплавка медного слоя на ниобий

При наплавке меди на ниобиевые слои ввиду большой разницы в температурах плавления, оплавление ниобиевой подложки оказывается минимальным либо не происходило вовсе. После наплавки медь имеет крупнозернистую структуру, что характерно для меди высокой чистоты, и имеет практически неизменную по всей высоте твердость около 50 HV1. В образце № 1 в верхних слоях ниобия отмечено межзеренное проникновение меди (рис. 4). Поскольку межзеренное проникновение меди связали с наличием титана в ниобиевом слое, на образец № 2 наплавляли большее количество слоев ниобия, тем самым снизив концентрации титана в последнем слое ниобия до 0,1%. При исследовании микроструктуры в области сплавления меди с ниобием образца № 2 межкристаллитное проникновение меди в титан обнаружено не было.

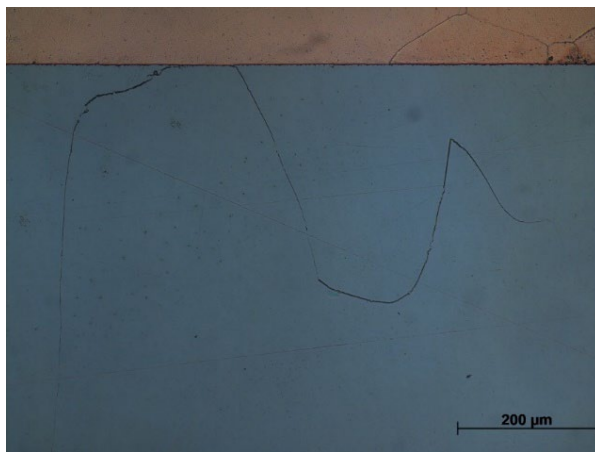


Рисунок 4 – Межзеренное проникновение меди около линии сплавления, 200x

При этом стоит отметить, что при наплавке меди в результате перегрева из-за высокой теплопроводности возникали нестационарные случаи стекания жидкой меди по боковой поверхности наплавляемой поверхности. В результате контакта жидкой меди с наплавленными слоями ниобия обнаружено межзеренное проникновение меди, причем на всю ширину ниобиевого слоя (рис. 5, а). Следует отметить, что затекание происходит только во втором валике ниобия со средним содержанием 17% титана. В области межзеренного затекания отмечено образование зон различного состава (рис. 5, б, таблица 2). Оценить микротвердость в области затекания оказалось затруднительным ввиду малых размеров, но ее значения не ниже 240 HV_{0,01}.

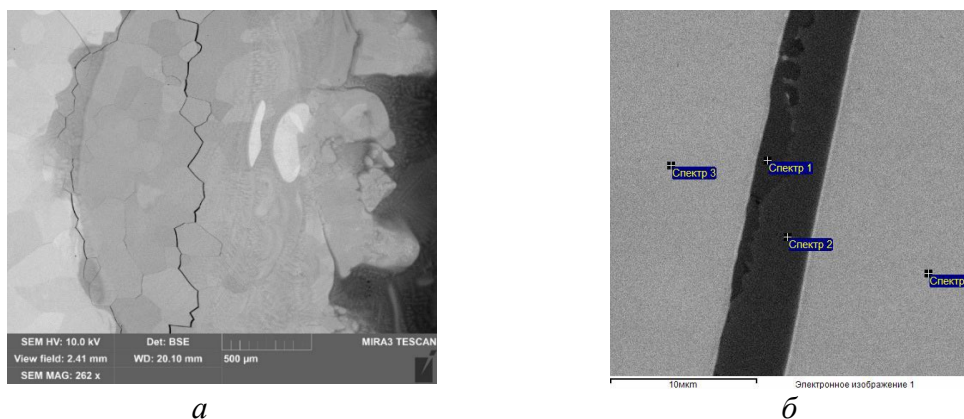


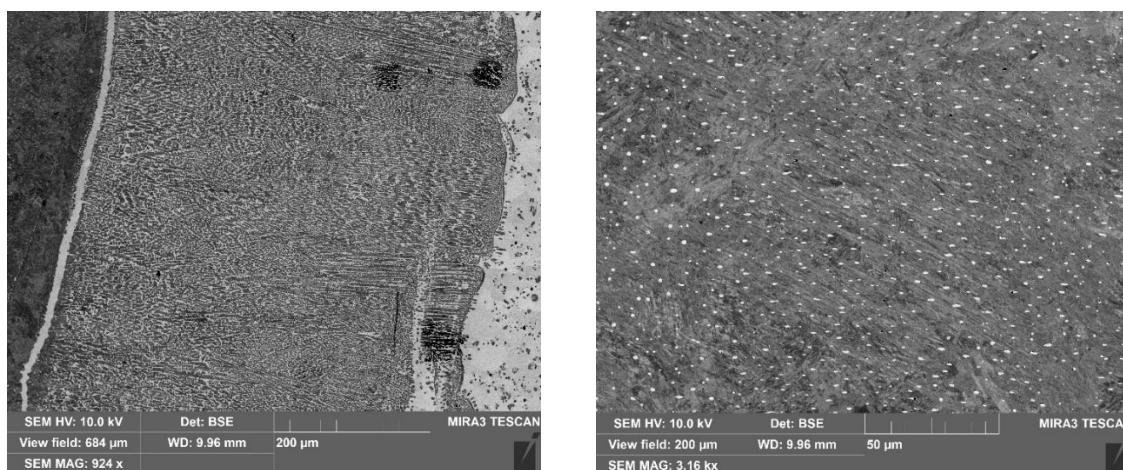
Рисунок 5 – Электронное изображение межкристаллитного затекания меди в ниобиевый слой: а) поле зрения 2,41 мм, б) изображение затекшей меди

Таблица 2 – Химический состав в области межзеренного проникновения меди в ниобий

	Cu	Ti	Nb	Si
Спектр 1	71,44	25,75	2,04	0,05
Спектр 2	81,59	17,10	0,60	0,11
Спектр 3	0,70	17,94	77,99	0,14
Спектр 4	0,42	17,61	79,28	0,14

Наплавка низкоуглеродистой стали на медь

После наплавки низкоуглеродистой стали на медный слой отмечается оплавление большей части медного слоя, с последующим интенсивным перемешиванием со сталью. В некоторых областях отмечено проникновение стали до ниобиевого слоя. Структура первого слоя представляет собой механическую смесь твердых растворов на основе меди и железа, а на границе сплавления с вторым слоем отмечается формирование прослойки твердого раствора на основе меди шириной около 10 мкм (рис. 6, а). Структура второго слоя представлена закалочными структурами стали с большим числом включений твердого раствора на основе меди овальной формы с характерным размером 1–2 мкм (рис. 6, б). В последующих слоях стали структурно свободных включений меди становится все меньше. Общее содержание меди в верхнем слое составило 0,29%, тогда как в первом слое – 41,5%.



а б
Рисунок 6 – Микроструктура первого (а) и второго (б) слоя стали, наплавленного на медь

На распределении твердости (рис. 7) максимальная твердость в 400 HV1 отмечена во втором слое, в области дисперсного упрочнения стали медью. Ближе к линии сплавления и к вершине образца отмечается меньшая твердость. Также отмечается повышение твердости до 254 HV1 в верхнем валике стали. При исследовании микроструктуры, в верхних слоях стали выявлены закалочные структуры и избыточные фазы на границах зерен.

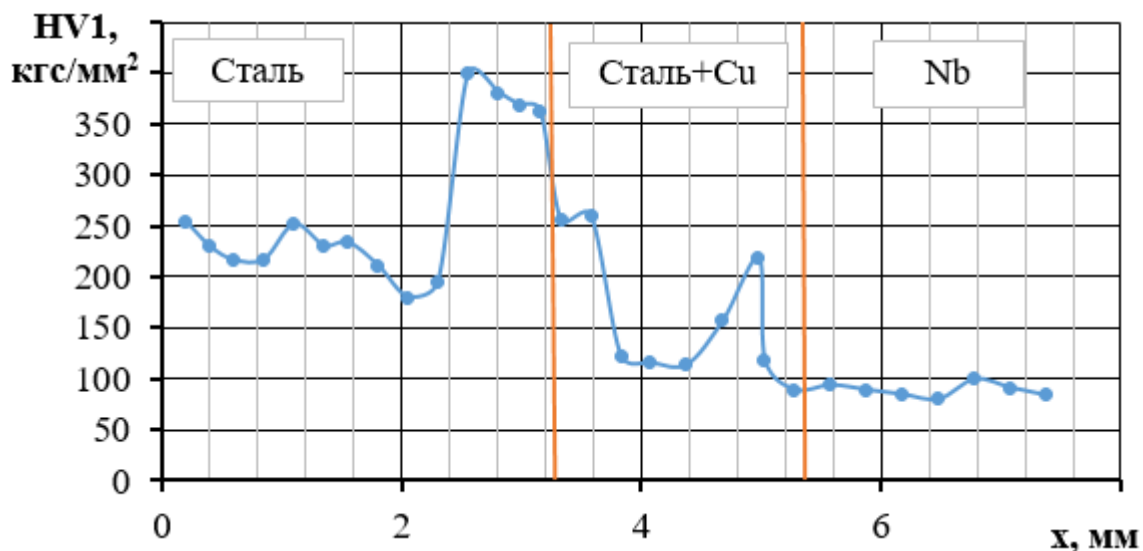


Рисунок 7 – Распределение твердости в образце № 11 после наплавки слоя низкоуглеродистой стали

Испытания на растяжение

На рисунке 8 приведены результаты испытаний растяжением. Образцы на растяжение № 1 и № 2 вырезаны из конца сварного шва, а № 3 и № 4 – из начала шва. Причем в конце шва оплавление ниобиевого слоя было минимальным, что связано с некоторой погрешностью прицеливания, в результате чего электронный пучок мог несколько сместиться в сторону от ниобиевого слоя.

Временное сопротивление образцов № 1, 2 и 4 находится на одном уровне и составляет 219, 211, 228 МПа соответственно. Образец № 3 разрушился в начале упругопластического участка диаграммы растяжения при напряжении 150 МПа, что можно объяснить наличием дефекта сварного соединения в зоне сплавления меди с ниобием. Диаграмма растяжения образца № 4 имеет нехарактерный конечный участок, который обычно соответствует области сосредоточенной деформации. Анализ места разрушения показал, что разрушение произошло нетипичным образом: около половины сечения образца разрушилось по медному слою, тогда как оставшаяся часть – по ниобиевому слою. К сожалению, порядок разрушения не был зафиксирован. Разрушение образцов № 1 и № 2 произошло по зоне сплавления меди и ниобия.

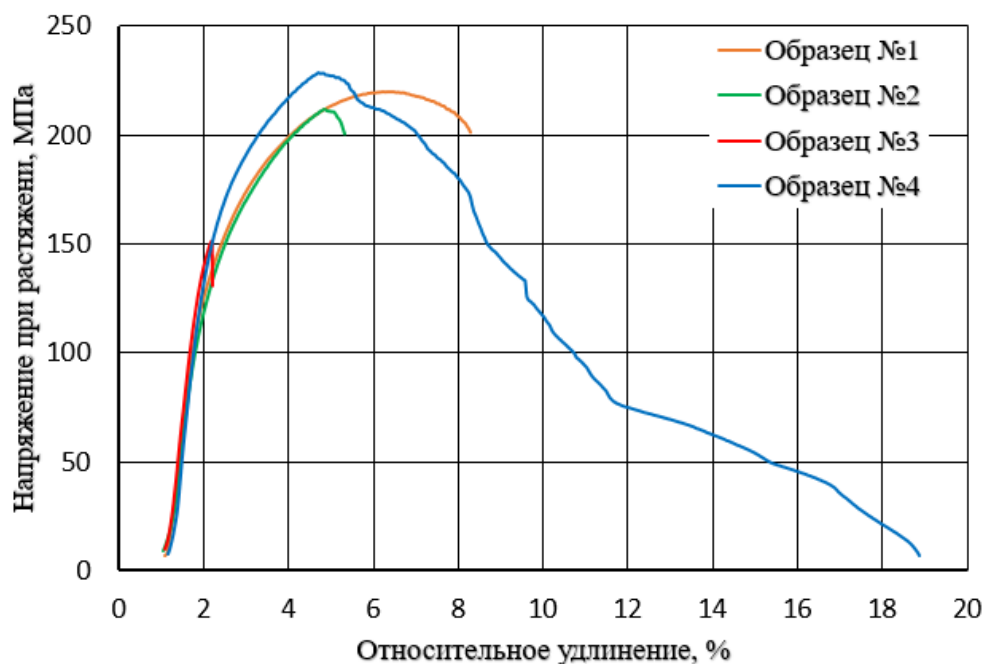


Рисунок 8 – Диаграмма растяжения

Обсуждение результатов

Значительное оплавление титановой подложки при наплавке ниобиевой проволоки связано с разницей в температурах плавления ниобия и титана. Следствием является достаточно высокая концентрация титана в нижних слоях ниобия и в первом валике составляет порядка 54,61% титана. Для снижения концентрации титана в ниобиевом слое требуется увеличивать число наплавленных слоев, либо снижать степень правления подложки, что в данных условиях технологически сложно осуществимо.

В зоне сплавления титана с ниобиевым слоем наблюдается формирование закалочных структур, однако значительного повышения твердости, либо образования микротрещин не было выявлено.

Одной из главных проблем при получении комбинированной конструкции титан – сталь при использовании прослоек из ниобия и меди является межзеренное проникновение меди. В работе зафиксировано активное межзеренное проникновение меди в ниобиевый слой при содержании титана порядка 17%. Высокая концентрация титана в межзеренной области при практически полном отсутствии ниобия говорит об активной диффузии титана при наличии меди по границам зерен. В результате взаимодействия титана и меди наиболее вероятно образование эвтектики интерметаллидов $Ti_2Cu_3 + \beta-TiCu_4$ с температурой плавления 875 °С и $\beta-TiCu_4$ с температурой плавления 885 °С. Судя по экспериментальным данным, скорость межзеренного проникновения меди и скорость диффузии титана к границам зерен довольно высока.

Поэтому следует контролировать содержание титана в последних слоях ниобия, на который планируется наплавка меди.

При наплавке низкоуглеродистой стали на медь из-за разницы в температурах плавления возникла аналогичная проблема, что при наплавке ниобия на титан. Однако она усугубилась более высокой теплопроводности меди и высокой ее жидкотекучестью. Несмотря на ряд технологических сложностей, в металлургическом отношении можно считать, что наплавка стали на медь возможна с получением достаточно прочной конструкции. Наибольшая твердость отмечается в области с дисперсионным упрочнением стали включениями медной фазы, что вполне закономерно.

Испытания растяжением комбинированных конструкций титан-сталь показали уровень прочности на уровне чистой меди. Однако стоит отметить, что в большинстве случаев разрушение происходило в зоне сплавления меди с ниобием, структура которой представлена зернами меди с включением ниобиевых дендритов. При снижении степени проплавления ниобия в образце № 4, разрушение произошло частично по медному, а частично по ниобиевому слою, а не по зоне сплавления. Тогда говорить о повышении прочности зоны сплавления меди с ниобием при минимизации оплавления ниобия. По всей видимости в механической смеси ниобиевой и медных фаз, имеющих большую разницу в коэффициентах линейного расширения, формируются значительные внутренние напряжения.

Заключение

Наплавка ниобиевой проволоки на титан имеет некоторые технологические сложности, связанные с большой разницей температур плавления, из-за чего для получения стабильного режима наплавки приходится в значительной степени проплавливать титановую подложку. Однако несмотря на структурную неоднородность первого наплавленного слоя, дефектов обнаружено не было, а максимум твердости в зоне сплавления не превышал 275 HV0.01.

При наплавке медной проволоки на ниобий возможно добиться таких режимов, при которых ниобий не оплавляется. Однако при высокой концентрации титана (17-18%) в ниобиевом слое наблюдается активное межзеренное проникновение меди с возможным образованием легкоплавких интерметаллидных фаз типа Ti_2Cu_3 и $\beta-TiCu_4$ по границам зерен. При концентрации титана в ниобии менее 0,5% межзеренное проникновение меди не было обнаружено.

Наплавка стальной проволоки на медь требует тщательного подбора режима, поскольку из разницы в температурах плавления и высокой теплопроводности меди возможен перегрев медного слоя и нарушение

стабильности формирования валика, вплоть до стекания меди. Структура наплавленных слоев меняется от механической смеси твердых растворов на основе меди и железа в первом слое, до закалочных структур, характерных низкоуглеродистым сталям при наплавке. Максимальная твердость составляет порядка 400 HV1 в слое с максимальным содержанием дисперсных частиц медной фазы.

Испытания растяжением комбинированных конструкций титан – сталь с промежуточными слоями из ниобия и меди показало, что временное сопротивление конструкции может достигать временного сопротивления меди или ниобия. Однако оплавление ниобия при наплавке меди приводит к некоторому снижению прочности конструкции и разрушению по зоне сплавления, имеющую структуру зерен меди с ниобиевыми дендритами.

Литература

1. Chen, S., Zhang, M., Huang, J., Cui, C., Zhang, H., & Zhao, X. (2014). Microstructures and mechanical property of laser butt welding of titanium alloy to stainless steel. *Materials & Design*, 53, 504–511.
2. Tomashchuk I, Sallamand P, Andrzejewski H, Grevey D. The formation of intermetallics in dissimilar Ti6Al4V/copper/AISI 316L electron beam and Nd:YAG laser joints. *Intermetallics* 2011; 19:1466–73.
3. Hui Zhao. The Microstructure and Property of a Titanium-Carbon Steel Clad Plate Prepared Using Explosive Welding. MDPI: *Metals: Corrosion and Protection of Metallic Materials*. 2022. № 5. – 10 с.
4. Cui, Ye & Liu, Di & Zhang, Yang & Guangping, Deng & Mingyu, Fan & Chen, Dan & Sun, Lixin & Zhang, Zhongwu. (2020). The Microstructure and Mechanical Properties of TA1-Low Alloy Steel Composite Plate Manufactured by Explosive Welding. *Metals*. 10. 663.
5. Balasubramanian, M., Murali, S., Hemadri, C., & Kumar, R. (2021). A new method of dissimilar friction welding of titanium to stainless steel. *Materials Today: Proceedings*, 46, 3644–3647.
6. Cheepu, M., Muthupandi, V., & Loganathan, S. (2012). Friction Welding of Titanium to 304 Stainless Steel with Electroplated Nickel Interlayer. *Materials Science Forum*, 710, 620–625.
7. M Ghosh, S Chatterjee, B Mishra. The effect of intermetallics on the strength properties of diffusion bonds formed between Ti–5.5Al–2.4V and 304 stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. Volume 363. Issues 1–2, 2003. Pages 268–274.
8. Lavrishchev, Alexander & Prokopev, Sergei & Tynchenko, Vadim & Myrugin, Aleksander & Kukartsev, Vladislav & Bashmur, Kirill & Sergienko, Roman & Tynchenko, Valeriya & Lysyannikov, Aleksey. (2021). Investigation of the Solid-Phase Joint of VT-14 Titanium Alloy with 12KH18N10T Stainless Steel Obtained by Diffusion Welding through Intermediate Layers. *Metals*. 11. 1325.
9. Малахов М.Ю. Плакирование взрывом длинномерных цилиндрических изделий функциональными покрытиями: диссертация... кандидата технических наук: 05.16.09. – Черноголовка, 2019. – 171 с.
10. Ramirez, Jose. (2014). Mechanical Behavior of Titanium-Clad Steel Welded Joints. *Welding Journal*. 93. S. 369–378.
11. Ramirez, Jose. (2014). Characterization of CSC-GMAW Titanium Rich Weld Overlays. *Welding Journal*. 93. S. 338–350.
12. Nd:YAG pulsed laser welding of TC4 Ti alloy to 301L stainless steel using Ta/V/Fe composite interlayer, Yusi Zhang and Diankui Sun and Xuehui Gu and Zhenzhen Duan and Hongzhi Li, *Materials Letters*. 2018. 212, 54–57.
13. Adomako, N.K., Kim, J.O., Lee, S.H., Noh, K.-H., & Kim, J.H. (2018). Dissimilar welding between Ti–6Al–4V and 17-4PH stainless steel using a vanadium interlayer. *Materials Science and Engineering: A*, 732, 378–397.
14. Sikka S.K., Vohra Y.K., Chidambaram R. (1982) Omega phase in materials. *Prog Mater Sci* 27:245–310.

15. Ng H.P., Devaraj A., Nag S., Bettles C.J., Gibson M., Fraser H.L., Muddle B.C., Banerjee R. (2011) Phase separation and formation of omega phase in the beta matrix of a Ti–V–Cu alloy. *Acta Mater* 59:2981–2991.
16. Ghosh, Chanchal & Basu, Joysurya & Ramachandran, Divakar & Mohandas, Eladath. (2016). Phase separation and omega transformation in binary V–Ti and ternary V–Ti–Cr alloys. *Acta Materialia*. 121. 310–324.
17. Wiegand, Michael & Marks, Linda & Sommer, Niklas & Böhm, Stefan. (2022). Dissimilar micro beam welding of titanium to Nitinol and stainless steel using biocompatible filler materials for medical applications. *Welding in the World*. 67.
18. Jawad, Muhammad & Jahanzaib, Mirza & Ilyas, Muhammad. (2022). Evaluation of welded joints of dissimilar titanium alloy Ti-5Al-2.5Sn and stainless-steel 304 at different multi-interlayer modes. *Materials Research Express*. 9.
19. Zhang, Y., Zhou, J., Sun, D., & Li, H. (2020). Three-pass laser welding of Ti alloy – stainless steel using Nb and Ni interlayers. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(2), 1780–1784.
20. Gao, X.-L., Liu, J., & Zhang, L.-J. (2017). Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of pulsed laser welded joints in Ti6Al4V/Nb dissimilar alloys. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 94(9–12), 3937–3947.
21. Mannucci, A., Tomashchuk, I., Mathieu, A., Bolot, R., Cicala, E., Lafaye, S., & Roudeix, C. (2020). Use of pure vanadium and niobium/copper inserts for laser welding of titanium to stainless steel. *Journal of Advanced Joining Processes*, 1, 100022.
22. Torkamany, M. J., Malek Ghaini, F., & Poursalehi, R. (2014). Dissimilar pulsed Nd:YAG-laser welding of pure niobium to Ti–6Al–4V. *Materials & Design*, 53, 915–920.
23. Li, J., Liu, Y., Gao, Y., Jin, P., Sun, Q., & Feng, J. (2020). Benefits of interfacial regulation with interlayers in laser welding Ti6Al4V/316L steel. *Optics & Laser Technology*, 125, 106007.
24. Mo, D., Wang, Y., Fang, Y., Song, T., & Jiang, X. (2018). Influence of Welding Speed on the Microstructure and Mechanical Properties of Electron Beam-Welded Joints of TC4 and 4J29 Sheets using Cu/Nb Multi-Interlayers. *Metals*, 8(10), 810.
25. Fang, Yongjian & Jiang, Xiaosong & Song, Tingfeng & Mo, De-feng & Luo, Zhiping. (2019). Pulsed laser welding of Ti-6Al-4V titanium alloy to AISI316L stainless steel using Cu/Nb bilayer. *Materials Letters*. 244, 163–166.
26. Grevey, D., Vignal, V., Bendaoud, I., Erazmus-Vignal, P., Tomashchuk, I., Daloz, D., & Sallamand, P. (2015). Microstructural and micro-electrochemical study of a tantalum–titanium weld interface. *Materials & Design*, 87, 974–985.
27. Zhou, X., Huang, Y., Chen, Y., & Peng, P. (2018). Laser joining of Mo and Ta sheets with Ti6Al4V or Ni filler. *Optics & Laser Technology*, 106, 487–494.
28. Ma, Y. Z., Cai, Q. S., Liu, W. S., & Liu, S. H. (2014). Microstructure and Mechanical Properties of Brazed Tungsten/Steel Joint for Divertor Applications. *Materials Science Forum*, 789, 384–390.
29. Shehbaz, Tauheed & Khan, Fahd & Junaid, Massab & Haider, Julfikar. (2021). Investigating Nanoindentation Creep Behavior of Pulsed-TIG Welded Inconel 718 and Commercially Pure Titanium Using a Vanadium Interlayer. *Metals*. 11. 1492.
30. Adomako, N. K., Kim, J. O., & Kim, J. H. (2019). Microstructural evolution and mechanical properties of laser beam welded joints between pure V and 17-4PH stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 753, 208–217.
31. Baghjari, S. H., Malek Ghaini, F., Shahverdi, H. R., Mapelli, C., Barella, S., & Ripamonti, D. (2016). Laser welding of niobium to 410 steel with a nickel interlayer produced by electro spark deposition. *Materials & Design*, 107, 108–116.
32. Shehbaz, Tauheed & Khan, Fahd & Junaid, Massab & Haider, Julfikar. (2022). Investigating the bonding mechanism of P-TIG welded CpTi/Inconel 718 dissimilar joint with Nb interlayer. *Materials Letters*. 313. 131748.
33. Gao, Xiao-Long & Liu, Jing & Zhang, Linjie. (2018). Dissimilar metal welding of Ti6Al4V and Inconel 718 through pulsed laser welding-induced eutectic reaction technology. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 96.
34. Liu, W.S. & Qingshan, Cai & Ma, Y.Z. & Wang, Y.Y. & Liu, H.Y. & Li, D.X. (2013). Microstructure and mechanical properties of diffusion bonded W/steel joint using V/Ni composite interlayer. *Materials Characterization*. 86. 212–220.
35. Chu, Q., Zhang, M., Li, J., Yan, C., & Qin, Z. (2017). Influence of vanadium filler on the properties of titanium and steel TIG welded joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 240, 293–304.
36. Zhang, Y., Sun, D., Gu, X., & Li, H. (2017). Microstructure and mechanical property improvement of dissimilar metal joints for TC4 Ti alloy to 301L stainless steel. *Journal of Materials Science*, 53(4), 2942–2955.

УДК 621.791.722, 004.67

Исследование влияния технологических параметров на стабильность формирования изделия при двухпроволочной электронно-лучевой аддитивной наплавки*

Гончаров А.Л.¹, Нехорошев А.В.¹, Козырев Х.М.¹, Чулков И.С.¹

¹ Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва, Россия

Аннотация. В работе представлено исследование стабильности формирования изделий из двух различных сталей, синтезированных методом двухпроволочной электронно-лучевой аддитивной наплавки в вакууме. Актуальность работы вызвана быстрым развитием данного вида производственных технологий и возможностью получения материала требуемого состава непосредственно в месте наплавки за счет применения нескольких проволок различного химического состава. Рассмотрены различные параметры процесса наплавки, такие как режимы электронно-лучевой наплавки, режимы подачи наплавляемых проволок и позиционирование подающих мундштуков. Также произведена оценка влияния описанных параметров на стабильность формообразования. Описан экспериментальный стенд для осуществления процесса синтеза, методика наплавки экспериментальных валиков и методика изготовления образцов для исследования микроструктуры. Установлено, что для устойчивого формирования первого валика необходимо четко подбирать соотношение скорости подачи проволоки к скорости наплавки. При наплавке последующих слоев необходимо уменьшать мощность электронного луча для предотвращения чрезмерного перегрева металла. Определено, что данный способ синтеза сплавов способен равномерно перемешивать подаваемые материалы в зоне действия электронного луча и осуществлять стабильное формообразование наплавляемого изделия.

Ключевые слова: Аддитивные технологии, аддитивное формообразование, электронный луч, электронно-лучевая сварка, вакуумная наплавка, многопроволочная наплавка.

Abstract. The paper presents a study of the stability of the formation of products made of two different steels synthesized by the method of two-wire electron beam additive surfacing in vacuum. The relevance of the work is caused by the rapid development of this type of production technologies and the possibility of obtaining a material of the required composition directly at the surfacing site due to the use of several wires of different chemical composition. Various parameters of the surfacing process are considered, such as modes of electron beam surfacing, feeding modes of deposited wires and positioning of feeding mouthpieces. The influence of the described parameters on the stability of shaping was also evaluated. An experimental stand for the synthesis process, a method for surfacing experimental rollers and a method for manufacturing samples for microstructure research are described. It is established that for the stable formation of the first roller, it is necessary to

* «Работа выполнена в рамках проекта «Специализированная наплавочная головка для электронно-лучевого аддитивного формообразования» при поддержке гранта НИУ «МЭИ» на реализацию программы научных исследований «Приоритет 2030: Технологии будущего» в 2022–2024 гг.».

clearly select the ratio of the wire feed rate to the surfacing speed. When surfacing subsequent layers, it is necessary to reduce the power of the electron beam to prevent excessive overheating of the metal. It is determined that this method of alloy synthesis is capable of evenly mixing the supplied materials in the area of the electron beam and to carry out stable shaping of the deposited product.

Keywords: Additive technologies, additive shaping, electron beam, electron beam welding, vacuum surfacing, multi-wire surfacing.

Введение

В последнее время происходит интенсивное изучение новых материалов и сплавов со сложными химическими составами, которые находят широкое применение для производства комплектующих современных деталей энергетического оборудования, в космическом и авиационном машиностроении [1–2]. Примером такого материала может служить синтез никеля с титаном, сплавление которых позволит получить такое особое свойство, как эффект памяти формы.

Зачастую в связи с химической активностью большинства подобных материалов, их сплавление является трудоемким и дорогостоящим процессом, поэтому в современной промышленности стоит остро вопрос об альтернативных способах синтеза [3–4]. Среди таких способов является процесс аддитивного многопроволочного формообразования с применением электронного луча, позволяющий получать более детальные заготовки, что уменьшит расход материала при механической обработке, а также позволит полностью защитить сплавляемые металлы от окружающей среды, поскольку процесс происходит в вакууме [5].

Однако при синтезе изделия с помощью электронно-лучевой двухпроволочной наплавки необходимо четко контролировать различные технологические параметры наплавки для осуществления стабильного формирования детали [6–7].

Целью данной работы является исследование влияния технологических параметров электронно-лучевой двухпроволочной наплавки на однородность формирования конечного изделия.

Методика исследования, оборудование и материалы

Экспериментальный стенд разработан на базе электронно-лучевого комплекса ЭЛА-15 с вакуумной камерой объемом 1 м³ и неподвижной электронно-лучевой пушкой мощностью 15 кВт. В качестве подающих механизмов использовались механизмы подачи проволоки с электродвигателем коллекторного типа мощностью 100 Вт (рис. 1, а). Использовались подающие мундштуки с возможностью изменения угла наклона и позиционирования относительно электронно-лучевой пушки

(рис. 1, б). Управление направлением наплавки осуществлялось при помощи координатного стола с тремя осями передвижения.

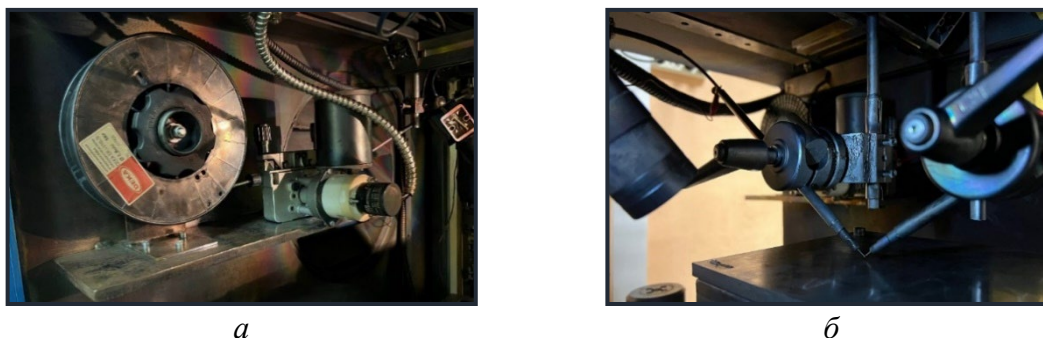


Рисунок 1 – Экспериментальный стенд для двухпроволочной электронно-лучевой наплавки

В качестве наплавляемых материалов применялась стальная проволока марки 08Г2С и нержавеющая проволока марки 12Х18Н10Т. Для получения исследуемых образцов был произведен ряд наплавки с варьированием различных технологических параметров, таких как угол наклона мундштуков, скорость подачи проволок, скорость наплавки, ток электронного луча. Также для лучшего перемешивания расплавленных металлов между собой применялась развертка электронного луча с различной формой и частотой.

Для проведения металлографического исследования, полученные образцы нарезались на отрезном станке и запрессовывались в металлографическом прессе Buehler SimpliMet 1000. После запрессовки полученные заготовки шлифовались на наждачной бумаге и подвергались травлению для получения макрошлифа. Для получения высокоточного изображения и анализа получившейся структуры использовали оптический микроскоп Zeiss Observer Z1m.

Результаты исследования и их обсуждение

При первичной наплавке наблюдалось стабильная подача наплавляемых материалов в сварочную ванну расплава. Было установлено, что ток луча в 20 мА избыточен, вследствие чего происходит сильное оплавление подложки и подмес ее наплавляемый валик. Также такое значение тока вызывает разбрызгивание наплавляемого материала (рис. 2, а). Угол наклона мундштуков составлял более 45° , данное позиционирование мундштуков, как показал опыт, не желательно, поскольку для оплавления проволок и подачи их в ванну расплава потребуется вылет проволок из мундштуков на расстояние более 5 мм, что затруднит попадание луча в обе проволоки из-за ее деформации. В результате значительного подмешивания металла подложки

в наплавляемый валик его структура представляет собой мартенсит и аустенит (рис. 2, б). Под действием сварочного цикла в ЗТВ отмечается измельчение аустенитного зерна. δ -феррит, находящийся в зоне ЗТВ, образует подобие сетки по границам зерен (рис. 2, в). Перемешивание металла в валике осуществлялось неравномерно. В левой части отмечено большее количество аустенита, а в правой части валика отмечается большее количество закалочных структур.

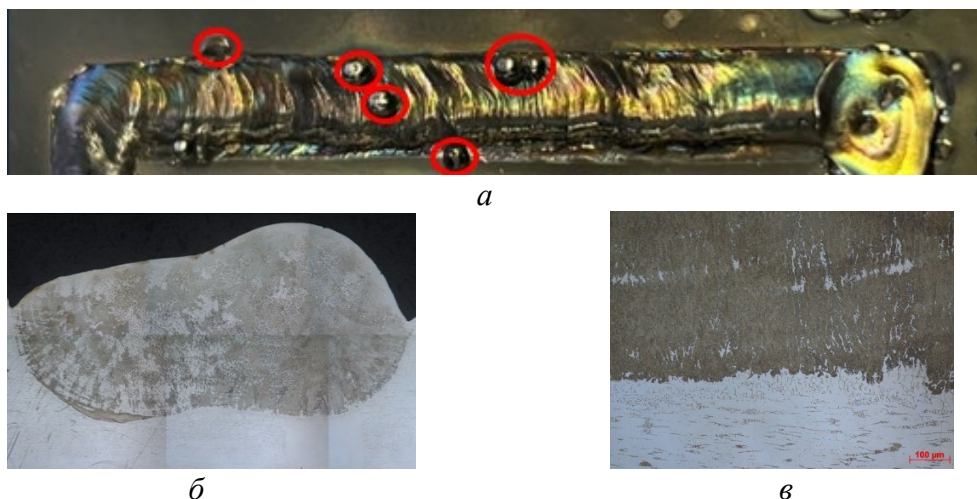


Рисунок 2 – Анализ первой наплавки

В последующей наплавке была произведена корректировка режимов. Мундштуки были установлены под 45° , ток луча снижен до 15 мА. На протяжении всей наплавки наблюдалось стабильное перемешивание подаваемых материалов и равномерное формирование наплавляемого валика (рис. 3, а). При попытке проложить вторые валики поверх первых, наплавление происходило волнообразно (рис. 3, б). Связано это с тем, что была увеличена высота мундштуков относительно подложки для предотвращения попадания мундштука в первый валик. Выбранная высота была слишком большой, что повлекло за собой неравномерный перенос капель расплавленных металлов в сварочную ванну. Структура произведенного валика – ячеисто-дендритная (рис. 3, в). Мартенсит в нижней части валика, около линии сплавления, отличается повышенной травимостью, что может быть связано с некоторым отличием химического состава, ввиду большего подмешивания металла подложки. В наплавленном металле отмечается наличие остаточного аустенита, а также первичного аустенита в нижней части валика (рис. 3, г). Во втором валике структура однородная. Однако при ближайшем рассмотрении в середине второго валика отмечается большее количество остаточного аустенита. В то же время в верхней части количество остаточного аустенита уменьшается.

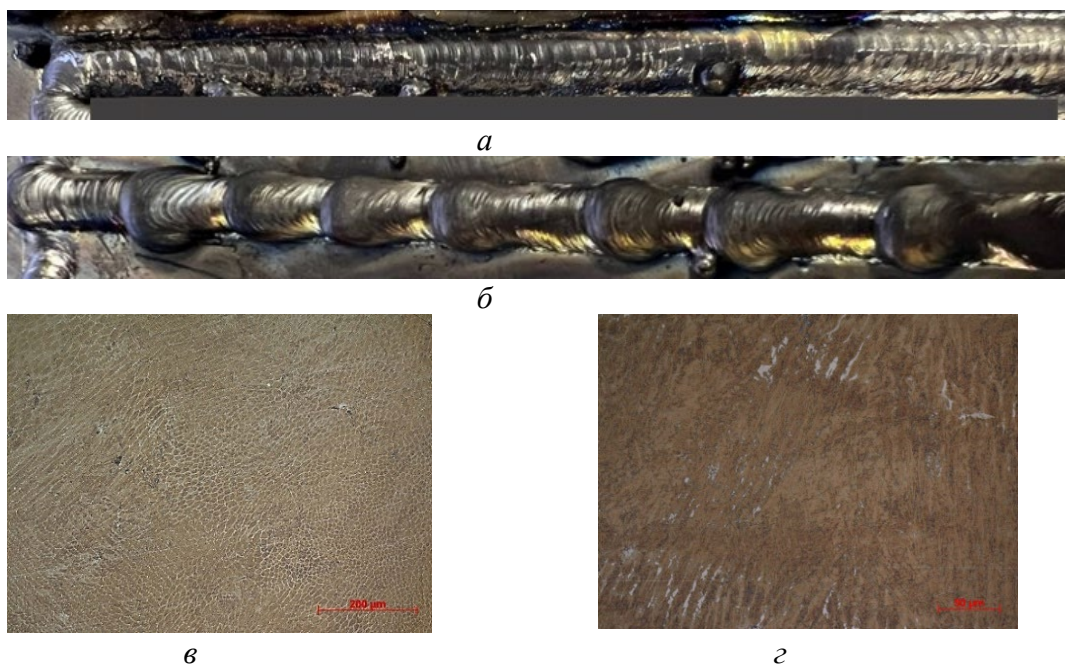


Рисунок 3 – Анализ второй наплавки

В последующем опыте проводилась корректировка скорости подачи проволоки и позиционирования мундштуков. Первоначальный валик наплавлялся на высоте мундштуков от подложки в 2,5 мм. Опытным путем было установлено, что данная высота оптимальная для данного расположения мундштуков. Высота первого валика при данном режиме составляла порядка 0,5–0,6 мм, для наплавки последующих стол опускался на эту же высоту. В данной наплавке первые два послойных валика наплавлялись и металлы проволок перемешивались стабильно, однако при наплавки последующих, стенка наращивалась волнообразно (рис. 4, а). Из данного опыта установлено, что для выравнивания последующих валиков необходимо уменьшать ток луча. После травления продольного шлифа четко выявляется наличие четырех зон разной травимости (рис. 4, б). Структура во всех валиках представлена закалочными структурами и аустенитом. При этом в первом валике отмечается большее количество первичного аустенита. Также во всех слоях отмечено образование аустенитных зон, что связано с особенностями переноса металла в жидком состоянии.

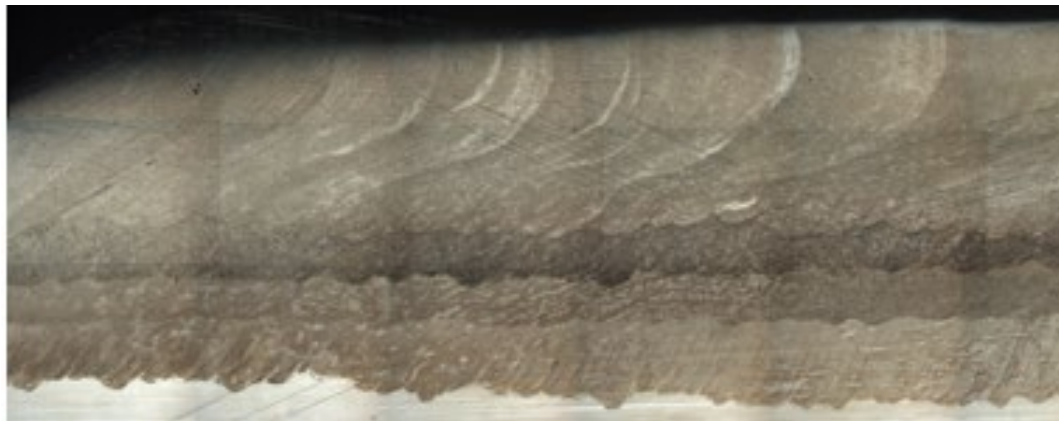
Заключение

Разработана методика проведения двухпроволочной электронно-лучевой аддитивной наплавки методом *in-situ*. Экспериментально подтверждено, что данный способ синтеза сплавов способен

перемешивать подаваемые материалы в зоне действия электронного луча и осуществлять равномерное формообразование наплавляемого изделия.



а



б

Рисунок 4 – Анализ многослойной наплавки

Установлено, что каждый регулируемый параметр наплавки влияет на устойчивое формирование. Определено, что оптимальный угол наклона подающих мундштуков относительно подложки составляет 45° . Для устойчивого формирования первого валика необходимо четко подбирать соотношение скорости подачи проволоки к скорости наплавки. При наплавке последующих слоев необходимо уменьшать мощность электронного луча для предотвращения чрезмерного перегрева металла, поскольку второй и последующие слои наплавляются на подогретый предыдущими проходами металл, в связи с чем снижается скорость теплоотвода от жидкой ванны через нижние слои и подложку.

Также для стабильного формирования последующих валиков необходимо четко регулировать подъем мундштуков между слоями, поскольку стабильность процесса наплавки слоев снижается при переходе от непрерывного режима переноса металла проволоки в жидкую ванну к капельному режиму.

Литература

1. Kovalchuk, Dmytro & Melnyk, Vitalii & Melnyk, Ihor & Savvakina, Dmitrii & Dekhtyar, Oleksandr & Oleksandr, Stasiuk & Markovsky, Pavlo. (2021). Microstructure and Properties of Ti-6Al-4V Articles 3D-Printed with Co-axial Electron Beam and Wire Technology. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 30. 1-16. 10.1007/s11665-021-05770-9.
2. Microstructure and Properties of 3D Ti-6Al-4V Articles Produced with Advanced Co-axial Electron Beam & Wire Additive Manufacturing Technology Dmytro Kovalchuk, Orest Ivasishin, Dmytro Savvakina. *MATEC Web Conf.* 321 03014 (2020) DOI: 10.1051/mateconf/202032103014

3. Перевертов В.П., Андрончев И.К., Иванкова М.В. Технологические возможности концентрированных потоков энергии для формообразования деталей машиностроения // Надежность и качество сложных систем. – 2020. – № 1(29). – С. 76–83. – DOI 10.21685/2307-4205-2020-1-9.
4. Guoqing Chen, Yaorui Ma, Xinyan Teng, Junpeng Liu, Binggang Zhang, Jian Cao, Yongxian Huang, Microstructure evolution and shape memory function mechanism of NiTi alloy by electron beam 4D printing, Applied Materials Today, Volume 31, 2023, 101749, ISSN 2352-9407, <https://doi.org/10.1016/j.apmt.2023.101749>
5. Pu, Ze & Chang, B. (2022). Control of droplet transfer during in-situ synthesis of NiTi alloys by dual-wire electron beam additive manufacturing. Journal of Physics: Conference Series. 2369. 012011. 10.1088/1742-6596/2369/1/012011.
6. Гуденко А.В., Слива А.П., Шишкин Д.В., Рагозин Г.С. Повышение стабильности электронно-лучевого аддитивного формообразования тонкостенных изделий из титановых сплавов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2022. – Т. 24. – № 3. – С. 80–91. – DOI 10.15593/2224-9877/2022.3.10
7. Gudenko A.V., Sliva A.P., Shishkin D.V. Influence of the beam oscillation parameters on the porosity of electron beam freeform fabricated titanium alloy SPT-2 // Journal of Physics: Conference Series: 10, St. Petersburg, 20–22 сентября 2021 года. – St. Petersburg, 2021. – P. 012005. – DOI 10.1088/1742-6596/2077/1/012005

УДК 621.791.792

3D-печать из магниевого сплава МА5 методом электронно-лучевой наплавки проволоки

Грибков М.С.¹, Вилков Ф.Е.¹, Дикушина О.В.¹, Касицын А.Н.¹,
Николаев А.А.¹

¹ ООО «РусАТ»

E-mail: MSGribkov@rosatom.ru, fevilkov@rosatom.ru

Аннотация. Разработана технология синтеза изделий из магниевого сплава МА5 методом электронно-лучевой наплавки проволоки. Проведен комплекс металлографических исследований синтезируемых образцов. Испытания по определению механических характеристик показали, что уровень прочности синтезируемого металла находится на уровне прочности литого материала.

Ключевые слова: аддитивное производство, магниевый сплав МА5, электронный луч, аддитивная наплавка проволоки, 3D-печать, механические свойства.

Abstract. A technology for the synthesis of products made of magnesium alloy MA5 by electron beam wire deposition has been developed. A complex of metallographic studies of synthesized samples was carried out. Tests to determine the mechanical characteristics have shown that the strength level of the synthesized metal is at the strength level of the cast material.

Keywords: additive manufacturing, magnesium alloy MA5, electron beam, additive wire deposition, 3D printing, mechanical properties.

Введение

Постоянно растущие требования к изделиям космической, авиационной, автомобильной и других отраслей промышленности приводят к поиску современных технологических решений и применению материалов с высокими прочностными свойствами [1].

Магний как самый легкий конструкционный материал является наиболее конкурентоспособным из-за его малой плотности при относительно высоких прочностных характеристиках, жесткости и высокой способности к поглощению вибрационных нагрузок.

Применение магниевых сплавов позволяет существенно снизить массу изготавливаемых деталей и тем самым улучшить весовые характеристики изделий в целом, а также уменьшить расход топлива [2].

Способность магниевых сплавов хорошо противостоять ударным нагрузкам позволяет использовать их для деталей колес автомобилей, орудий, самолетов и других изделий.

В ряде случаев магниевые сплавы могут быть применены вместо алюминиевых сплавов, а также высококачественного чугуна и даже стали.

Одним из перспективных направлений применения магниевых сплавов является медицина. Уникальными достоинствами этих сплавов для использования в медицине являются достаточно низкие значения модуля упругости, хорошо соотносящиеся с этими значениями для костной ткани, что нивелирует высокие напряжения в области контакта металлического протеза с костью, а также склонности магния к самопроизвольному удалению (растворению) вспомогательных компонентов в ортопедии и сосудистой хирургии [3].

К недостаткам магниевых сплавов можно отнести их повышенную химическую активность и, как результат, сравнительно невысокую коррозионную стойкость. Однако при соответствующей защите деталей из магниевых сплавов они могут надежно работать во всех климатических условиях [4].

До сих пор большинство изделий из магниевых сплавов изготавливали литьем, деформационной обработкой и порошковой металлургией [5–8]. Однако высокая трудоемкость и стоимость традиционных методов изготовления магниевых сплавов ограничивают их применение, особенно для некоторых конструкционных деталей со сложной геометрией.

Поэтому аддитивное производство магниевых сплавов является на сегодняшний момент перспективным благодаря возможности изготовления заготовок деталей сложной формы и конфигурации, которые невозможно получить, применяя традиционные технологии, такие как литье или штамповку.

В связи с высоким химическим сродством к кислороду, высоким давлением паров и низкой температурой кипения магния, выбор оптимального метода аддитивного производства является ключевым аспектом при изготовлении заготовок деталей из магниевых сплавов.

В настоящее время наиболее популярными аддитивными методами получения изделий магниевых сплавов являются селективное лазерное плавление (SLM) и метод электродуговой наплавки металлической проволоки (WAAM).

Процесс SLM всегда сопровождается высокой скоростью тепловых процессов. Кроме того, цикличность процессов высокоскоростного интенсивного нагрева и охлаждения в окрестности движущегося пятна лазерного луча порождает слоистую микроструктуру с различными свойствами слоев. Из-за повторяющихся тепловых циклов и теплообмена могут возникать остаточные напряжения, которые в свою очередь влияют на механические характеристики и вызывают деформацию, а также микро- и макротрещины [9].

Также технология SLM имеет определенные недостатки, такие как: эффект сфероидизации, разбрызгивание расплавленного порошка, а также образование микропористой структуры материала.

Таким образом, технология SLM не рекомендуется для получения деталей, особенно крупногабаритных, на основе магния. Кроме того, порошок магния отличают легкость воспламенения и повышенная взрывоопасность при контакте с воздухом.

С точки зрения снижения пористости, уровня остаточных напряжений и трещинообразования технология WAAM сплавов на основе магния более перспективна, чем SLM. В работах [10] сообщается, что за счет контроля и регулирования тепловложения в процессе WAAM магниевых сплавов можно предотвратить рост зерна и сократить пористость. В работах [11] указано, что уменьшить размер зерна можно за счет регулировки частоты дуги. Тем не менее широкое применение WAAM по-прежнему сопряжено со многими проблемами вследствие ряда недостатков, связанных с пористостью образцов, обеспечением защиты металла наплавленного слоя от воздействия кислорода и образованием горячих трещин.

В последние годы большее внимание привлекает аддитивное производство методом электронно-лучевой наплавки проволоки (ЕВАМ).

Электронный луч имеет сравнимую с лазерным лучом плотность мощности, однако процесс синтеза происходит в вакуумной камере, что обеспечивает наилучшую защиту остывающего металла от газов атмосферы. Кроме того, использование проволоки в отличие от порошка исключает риск взрыва при процессе ЕВАМ.

В данной работе проводились исследования влияния параметров режима, определяющие микроструктуру и механические свойства магниевого сплава МА5.

Материалы и методы

Электронно-лучевой синтез осуществляли на установке электронно-лучевой наплавки проволоки (ЭЛУНП), разработанной и изготовленной в рамках Единого отраслевого тематического плана ГК «Росатом» по заказу АО «ТВЭЛ».

При выборе режимов ЭЛУНП варьировали скорость перемещения, силу тока пучка, скорость подачи проволоки, развертку электронного пучка для получения бездефектных заготовок.

По результатам проведения исследований определялись наиболее оптимальные параметры наплавки проволоки и выполнялась наплавка тестовых образцов для проведения исследований на химический состав и механические свойства. Электронно-лучевая пушка, узел подачи

проволоки, базовая платформа построения и внешний вид установки ЭЛУНП представлены на рисунке 1.



Рисунок 1 – Оборудование, применяемое для аддитивного процесса ЭЛУНП

Первоначальные режимы ЭЛУНП для наплавки одиночных валиков были выбраны с учетом вводимой в металл энергии.

Для проведения экспериментов в качестве исходного материала использовали магниевую проволоку с круглым сечением марки МА5. Диаметр проволоки – 1,4 мм.

Проводили наплавку образцов различной конфигурации, из которых изготавливали образцы для механических испытаний и исследований химического состава.

Определение локального химического состава материала проводилось методами качественного и количественного микрорентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10 (фирма Carl Zeiss, Великобритания), оснащенный энергодисперсионным спектрометром X-Max.

Испытания на растяжение образцов проводились на универсальной испытательной машине «INSTRON 5982» согласно ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытания на растяжение».

Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-51 и сканирующем электронном микроскопе Hitachi SU 8010.

Определение микротвердости синтезированного материала проводили на микротвердомере DuraScan20 по методу Виккерса.

Результаты и обсуждение

На первом этапе экспериментов для определения базового режима наплавки осуществляли наплавку единичных валиков проволокой из магниевых сплава МА5 диаметром 1,4 мм по режимам,

представленным в таблице 1. В качестве подложки использовали плиту толщиной 40 мм из нержавеющей коррозионностойкой стали.

В процессе формирования наплавленного слоя ключевое значение имеет перенос металла. В процессе ЭЛНП необходимо стремиться к непрерывному переносу металла, для поддержания стабильности жидкой ванны. Если в процессе переноса металла электронный луч начинает перегревать проволоку или проволока подается с недостаточной скоростью, то происходит разрыв между ванной и проволокой и на ее конце образуется капля расплавленного металла, удерживаемая силами поверхностного натяжения. Данный процесс переноса является капельным и в результате наплавки неизбежно возникают погрешности формы, соответствующие местам формирования, и переноса капли металла в наплаваемый слой.

Результат выполнения одиночных валиков представлен на рисунке 2. Параметры прохода №6 были выбраны, как наиболее оптимальные для выполнения наплавки образцов.

Таблица 1 – Экспериментальные режимы синтеза

Режим	Стратегия	Скорость перемещения, мм/сек	Скорость подачи проволоки, м/мин	Ток, мА	Развертка	Частота, Гц	Примечание
1	single	20	3	10	—	—	Плохое формирование, залипание проволоки
2	single	20	2	10	—	—	
3	single	20	1	10	—	—	Разбрызгивание
4	single	15	2	10	Круговая	30	Капли, залипание проволоки
5	single	15	2	8	Круговая	30	Разбрызгивание, залипание проволоки
6	single	10	3	5	Круговая	15	Удовлетв. формирование
7	single	15	2	8	Круговая	30	Разбрызгивание, залипание проволоки

В связи с низкой температурой плавления магниевого сплава МА5 (650 °С) диапазон режимов с хорошим формированием наплавленного слоя является очень узким, ток луча необходимо регулировать с точностью до 0,1 мА или применять импульсный режим, с целью исключения перегрева и кипения материала, что невозможно было осуществить на установке ЭЛНП.

Поэтому с целью решения данной проблемы была использована круговая развертка электронного луча с низкой частотой.

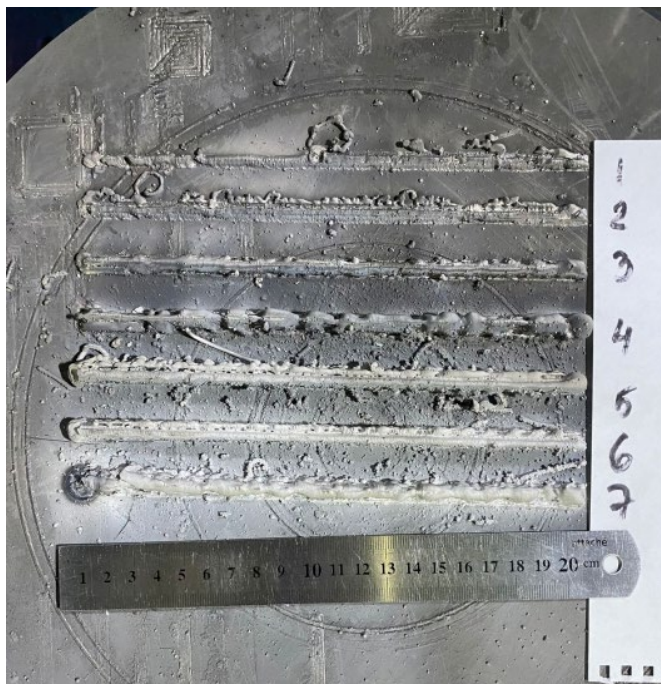


Рисунок 2 – Нанесение одиночных валиков для определения стабильного режима наплавки

На втором этапе эксперимента была синтезирована прямолинейная стенка по режиму №6. Шаг наплавки составлял 1 мм. Ток наплавки на 15 нижних слоях составлял 6 мА, затем ток был снижен до 5 мА. Фрагмент данной стенки показан на рисунке 3. Рост стенки с одной стороны и занижение с другой связано с тем, что начало и конец слоя находился в одних и тех же точках. Данная проблема может быть устранена разносом точек «старт-стоп».

На третьем этапе создавались модели простых фигур типа цилиндра и квадрата с толщиной стенки в один валик для проверки стабильности получаемой геометрии и отработки печати углов.

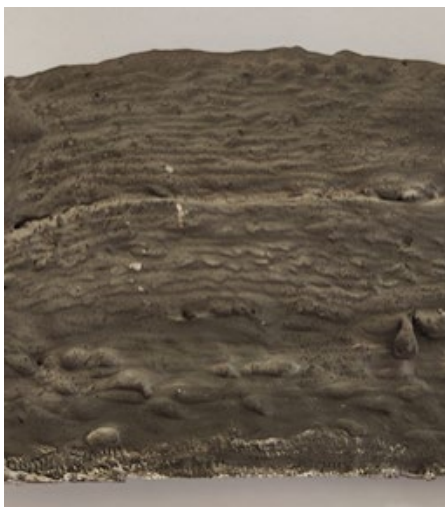


Рисунок 3 – Фрагмент прямолинейной стенки

Заготовка в виде цилиндра (рисунок 4) выращивалась путем вращения платформы относительно вертикальной оси, подача присадочной проволоки осуществлялась с расстояния 15 мм на платформу построения с постепенным подъемом электронной пушки с закрепленным на ней мундштуком при наплавке следующих слоев.



Рисунок 4 – Заготовка в виде цилиндра диаметром 90 мм

Заготовка в виде трубы квадратного сечения (рис. 5) выращивалась отдельными слоями. Для этого электронно-лучевая пушка вместе с подающим механизмом перемещалась в плоскости X–Y. После выполнения одного слоя электронно-лучевая пушка поднималась на высоту наплавленного слоя (1 мм) и проводилась наплавка следующего слоя. Пример модели и процесс ее печати представлены на рисунке 6 соответственно.

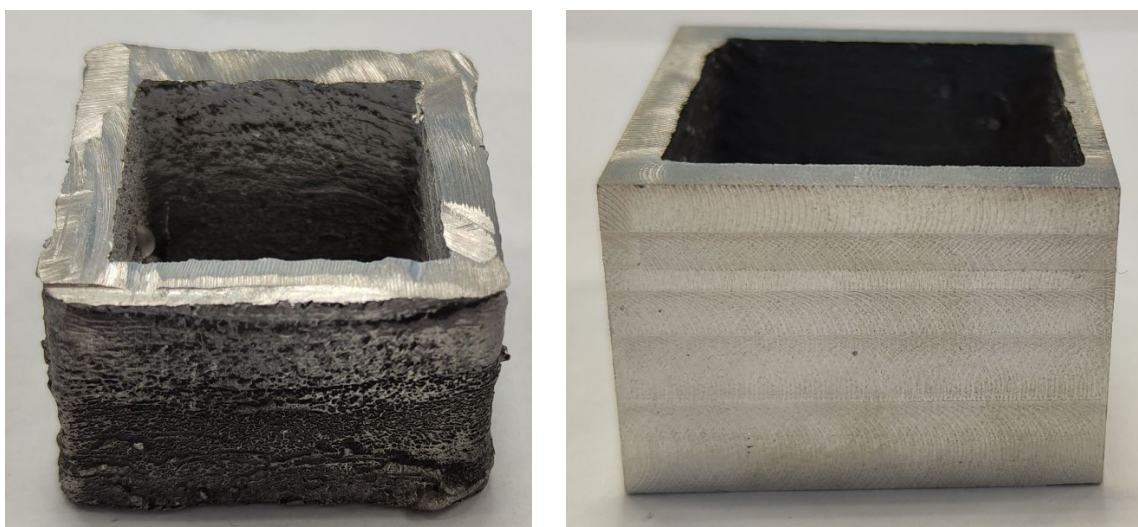


Рисунок 5 – Заготовка в виде трубы квадратного сечения до и после механической обработки

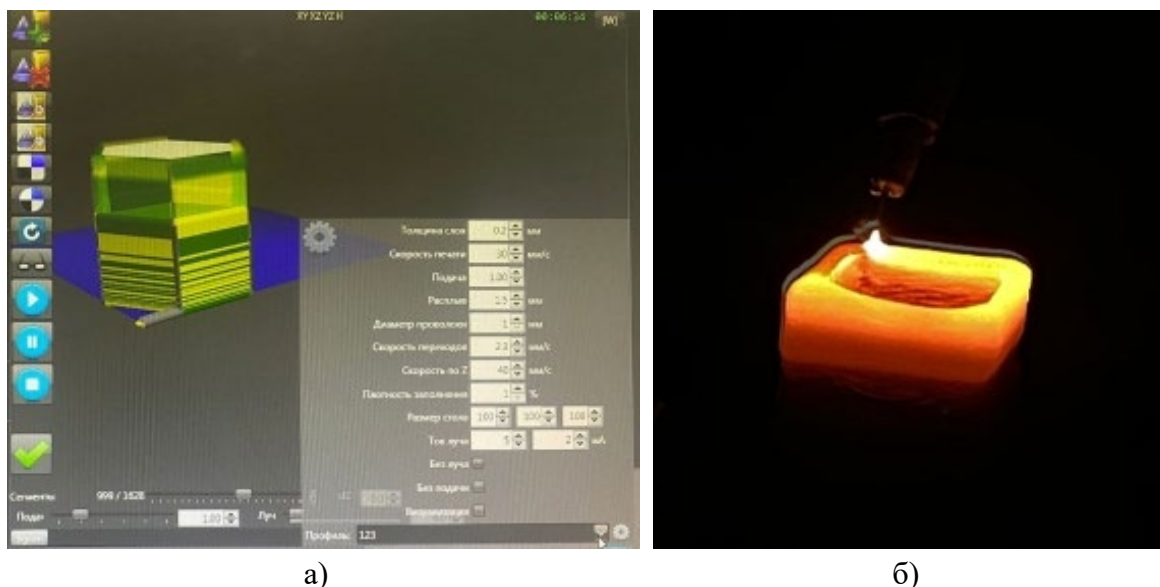


Рисунок 6 – Модель (а) и ее печать (б) на выбранных на первом этапе режимах

Первый вариант выполнения заготовки в виде цилиндра оказался более предпочтительным, так как подача проволоки осуществлялась в одном направлении (во фронт сварочной ванны) и отсутствовали усадочные дефекты «начала-окончания» слоя за счет непрерывности процесса.

Из заготовки в виде цилиндра были вырезаны образцы для проведения металлографических исследований и механических испытаний на растяжение. Схема вырезки образцов, геометрические размеры и образцы для механических испытаний представлены на рисунке 7.

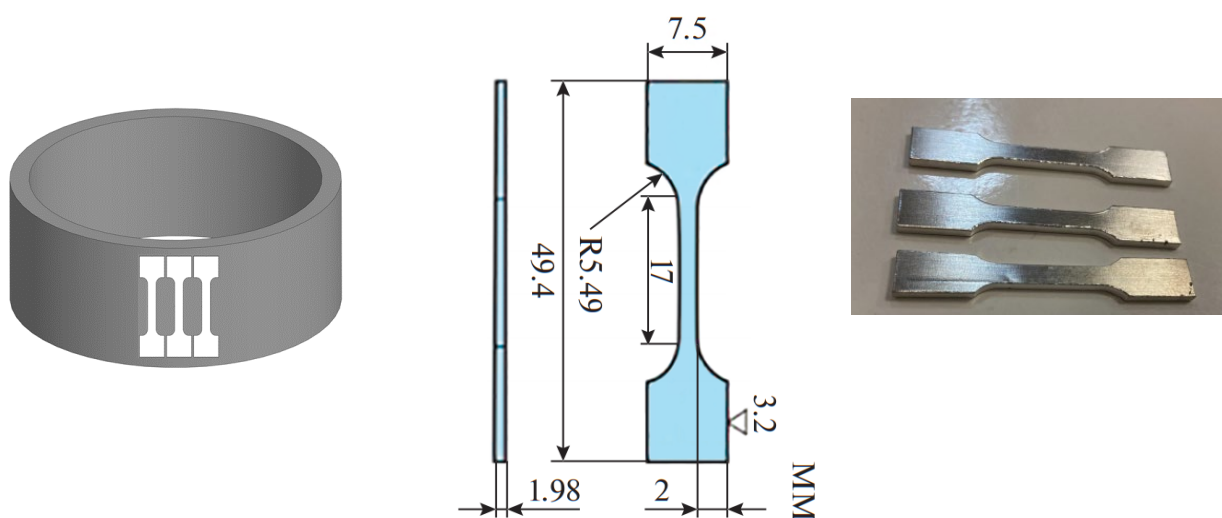


Рисунок 7 – Схема вырезки образцов, геометрические размеры и образцы для механических испытаний

Результаты механических испытаний приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты испытаний на растяжение образцов

№ образца	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	P, кгс	σ_B , кгс/мм ²	δ , %
1	14,3	187,7	23,2	8
2	16,7	182,8	24,1	8,6
3	18,4	184,1	24,5	8,4

Анализ полученных результатов показывает, что механические характеристики полученных образцов максимально приближены к литому сплаву МЛ5 ($\sigma_{0,2} = 85\text{--}120$ МПа; $\sigma_B = 160\text{--}255$ МПа).

Анализ микротвердости синтезированного магниевого сплава МА5 проводился на макрошлифе (рис. 8), вырезанном из цилиндрического образца.

Как видно из графика распределения микротвердости по высоте синтезированного материала значение микротвердости находится в диапазоне 76–78 НВ по всей высоте заготовки. Некоторое повышение микротвердости до 85 НВ у основания может быть связано с перемешиванием материала подложки.

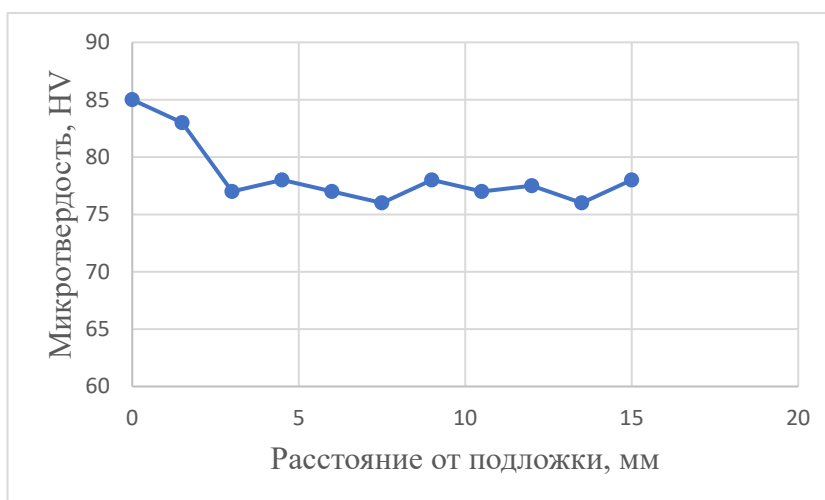
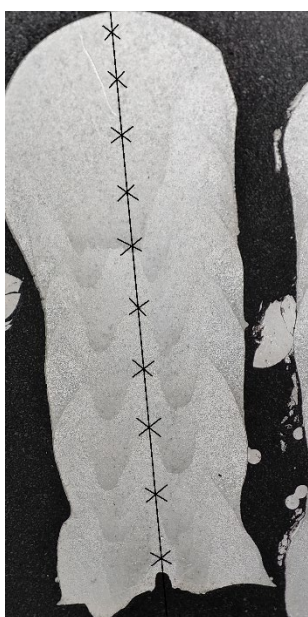


Рисунок 8 – Распределение микротвердости по высоте синтезированного материала

С целью изучения различий в химическом составе наплавленного металла по сравнению с исходным металлом проволоки были выполнены исследования химического состава методом микрорентгеноспектрального

анализа. В таблице 3 представлен химический состав сырьевой проволоки и наплавленного металла.

Как видно из таблицы 3, на выбранном режиме синтеза не происходит интенсивного выгорания легирующих элементов, даже таких как марганец, который является элементом с высокой упругостью пара.

На рисунке 9 показано, что ширина выращенной стенки составила 5 мм, трещин и пор не выявлено. Расстояние между соседними линиями сплавления составило примерно 1,5 мм. При синтезе материала скорость охлаждения намного выше, чем при равновесном процессе кристаллизации, поэтому образцы демонстрируют закаленную структуру. Структура образца представлена в виде равноосных и дендритных зерен с мелкозернистой структурой.

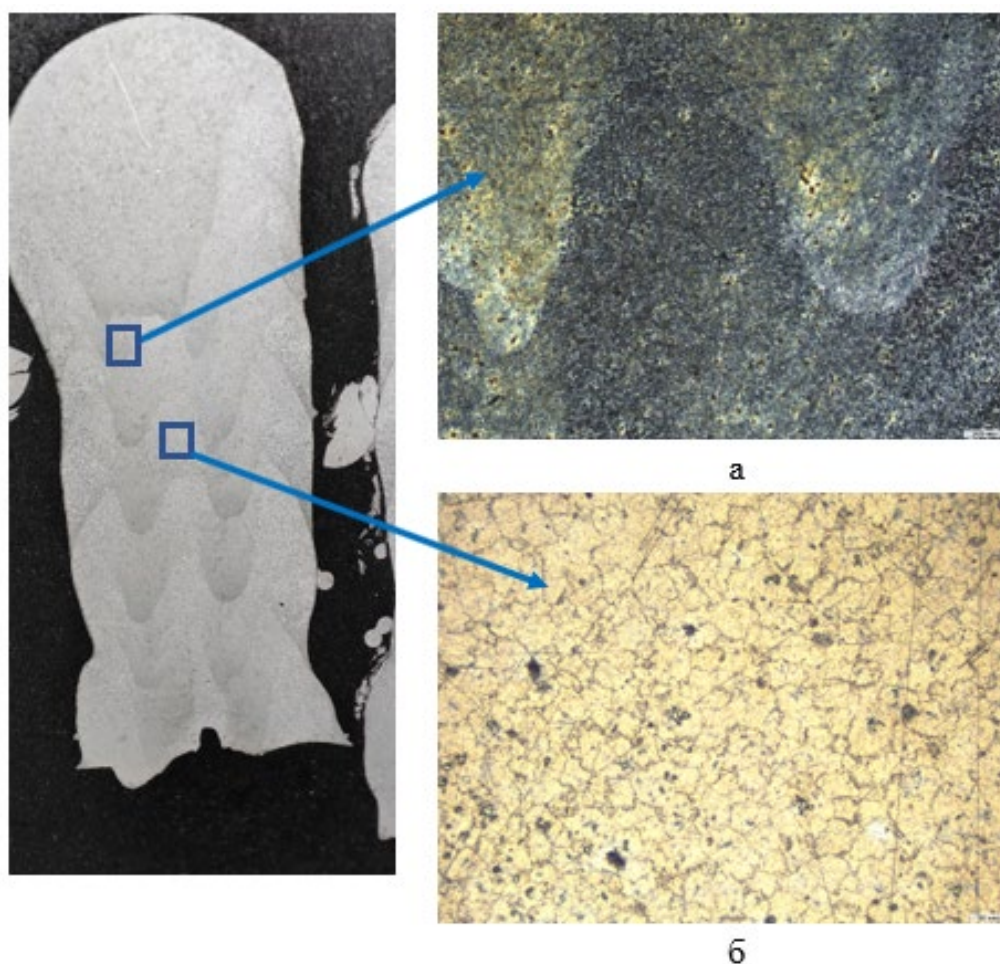


Рисунок 9 – Общая макроструктура стенки образца из магниевого сплава МА5 и ее средней области с увеличением ($\times 20$) (а) и ($\times 100$) (б)

Таблица 3 – Химический состав материалов

Хим. элемент Образец	Fe	Si	Ni	Al	Cu	Mg	Zn	Mn
Проволока	0,03	0,07	–	8,8	0,03	90,7	0,5	0,3
Наплавленный материал	0,03	0,06	–	8,3	0,03	91,1	0,4	0,2
Химический состав МА5 ГОСТ	до 0,05	до 0,1	до 0,005	7,8–9,2	до 0,05	89,29–91,85	0,2–0,8	0,15–0,5

Заключение

В результате комплексного подхода и поэтапного решения сложных материаловедческих задач авторами данной статьи разработана технология синтеза магниевого сплава МА5 методом электронно-лучевой наплавки проволоки.

Подобран оптимальный режим синтеза и стратегия наплавки, в результате чего получены заготовки с отсутствием недопустимых дефектов и с минимальным выгоранием легирующих элементов. Прочность синтезируемого материала максимально приближена к литому сплаву МЛ5. Структура синтезированного материала представлена в виде равноосных и дендритных зерен с мелкозернистой структурой.

На основе представленных результатов исследований можно сделать вывод, что данная технология синтеза может быть использована для серийного изготовления заготовок деталей с обеспечением высокого уровня механических характеристик и отсутствием дефектов.

Библиографический список

1. Машиностроение: энциклопедия: в 40 т. / под общ. ред. К.В. Фролова. М.: Машиностроение, 2001. Т. II–3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. – 879 с.
2. Магниеые сплавы. Металловедение магния и его сплавов. Области применения: справочник: в 2 т. / под ред. М.Б. Альтмана, М.Е. Дрица и др. М.: Металлургия, 1978. Т. 2. – 237 с.
3. Магниеые сплавы: перспективные отрасли применения, преимущества и недостатки (обзор). Часть 1. Применение в медицине. Кристаллографические факторы, влияющие на коррозионную стойкость магниеых сплавов / А.А. Петров, К.А. Сперанский. DOI: 10.18577/2307-6046-2021 -0-10-12-27.
4. Каблов Е.Н. Конструкционные и функциональные материалы – основа экономического и научно-технического развития России // Вопросы материаловедения. 2006. № 1. С. 64–67.
5. Дриц М.Е., Добаткина Т.В., Муратова Е.В. Исследование магниеых сплавов, содержащих лантан и цирконий // Металловедение и обработка цветных сплавов. К 90-летию со дня рождения академика А.А. Бочвара: сб. науч. статей. М.: Наука, 1992. С. 32–37. Легкие сплавы. Труды ВИАМ № 10 (104). 2021. 25.
6. Дриц М.Е., Рохлин Л.Л. Магниеые сплавы с особыми акустическими свойствами. М.: Металлургия, 1983. – 128 с.

7. Каблов Е.Н., Акинина М.В., Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Леонов А.А. Исследование особенностей фазового состава и тонкой структуры литейного магниевого сплава МЛ9 в литом и термообработанном состояниях // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 17–24.

8. Zhao J., Xie X., Zhang C. Effect of the graphene oxide additive on the corrosion resistance of the plasma electrolytic oxidation coating of the AZ31 magnesium alloy // *Corrosion Science*. 2017. Vol. 114. P. 146–155.

9. Bar F., Berger L., Jauer L. et al. Laser additive manufacturing of biodegradable magnesium alloy WE43: a detailed microstructure analysis // *Acta Biomaterialia*. 2019. Vol. 98. P. 36–49.

10. Takagi H., Sasahara H., Abe T., Sannomiya H. et al. Material-property evaluation of magnesium alloys fabricated using wire-and-arc based additive manufacturing // *Additive Manufacturing*. 2018. Vol. 24. P. 498–507.

11. Meininger S., Moseke C., Spatz K. et al. Effect of strontium substitution on the material properties and osteogenic potential of 3D powder printed magnesium phosphate scaffolds // *Materials Letters*. 2019. Vol. 98. P. 1145–1158.

УДК 621.791.92

Исследование влияния развертки при электронно-лучевом аддитивном формообразовании на структуру титанового сплава ВТ6

Шишкин Д.В.¹, Слива А.П.¹, Гуденко А.В.¹, Большаков В.М.¹,
Потапов М.А.¹

¹ ФГБОУ «Национальный Исследовательский Университет «Московский Энергетический Институт», 111250 Москва, ул. Красноказарменная, 14
ShishkinDmV@mpei.ru

Аннотация. В работе рассмотрено влияние развертки электронного луча в форме «зигзаг» с частотой 7 Гц на структуру выращенного блока из титанового сплава ВТ6 методом электронно-лучевого аддитивного формообразования. Влияние на структуру оценивалось по ширине и высоте первичных β -зерен. Показано, что применение развертки позволило уменьшить среднюю высоту кристаллов первичной β -фазы на 58% в сравнении с образцом, наплавленным без развертки. Кроме того, средняя высота кристаллов не превышает высоту одного наплавленного слоя, которая составляет 2,4 мм. Без развертки средняя высота кристаллов составила 4,43 мм. Это связано с тем, что введение развертки приводит к изменению направления градиента температур в жидкой ванне, благодаря чему исключается одно доминирующее направление теплоотвода, в результате чего больше зерен имеют возможность расти. В то же время применение развертки позволило стабилизировать среднюю ширину первичных β -зерен. На 4 слое $B_{cp}=0,52$ мм, к 10 слою значение практически не изменилось и составило 0,53 мм.

Ключевые слова: электронно-лучевое аддитивное формообразование, проволока, развертка, наплавка массивных заготовок, титановый сплав, первичные β -зерна.

Abstract. This paper considers the effect of the electron beam oscillation in the shape of "zigzag" with the frequency of 7 Hz on the microstructure of the titanium alloy VT6 in the deposited block. This effect was assessed by measuring of the primary β -grains width and height. The use of the electron beam oscillation led to decrease in the height of primary grains by 58% compared to the specimen made without it. Besides this fact the average height of the primary grains did not exceed the height of the deposited layer that was 2.4 mm. The average height of the grains was 4.43 mm in the block made without the oscillation. This effect is related to the fact that the oscillation leads to change in the temperature gradient in the weld pool resulting in suppression

of the dominant heat removal direction. That is why more grains can grow. Moreover, the use of the beam oscillation allowed to stabilize the average width of the primary β -grains. The average width of the grains was 0.52 mm in 4th layer and 0.53 mm in the 10th layer.

Keywords: electron beam additive shaping, wire, scanning, surfacing of massive blanks, titanium alloy, primary β -grains

Введение

Аддитивные технологии – быстро развивающаяся отрасль производства, поскольку позволяет использовать минимальное количество этапов обработки при изготовлении конструкций сложной геометрии [1]. Один из самых перспективных методов изготовления крупногабаритных изделий является электронно-лучевое аддитивное формообразование (ЭЛАФ), которая позволяет производить изделия с высокой производительностью из проволочного сырья, вакуумная защита дает возможность использовать металлы и сплавы, активно взаимодействующие с атмосферными газами, такие как титан и алюминий [2].

BT6 (аналог Ti-6Al-4V) является одним из наиболее широко используемых титановых сплавов в аэрокосмической промышленности благодаря уникальному набору характеристик, таких как высокая прочность и коррозионная стойкость [3]. При аддитивном формообразовании титановых сплавов наличие значительного теплового градиента в жидкой ванне способствует эпитаксиальному зарождению первичных β зерен [4]. Из-за повторного нагрева предыдущих слоев и выраженного направления теплоотвода зерна могут прорасти через весь объем заготовки, создавая ярко выраженную столбчатую текстуру [5]. Ярко выраженная ориентация зерен приводит к анизотропии свойств металла, что может негативно сказываться на эксплуатационных характеристиках конечного изделия [6]. В работах [7, 8] показано, что механические свойства металлов с различной кристаллографической ориентацией зерен, в частности аустенитных коррозионно-стойких сталей 316L и 316LN, могут отличаться более, чем на 20%

Для регулирования структуры металла – размера и ориентации зерен – в процессах сварки и наплавки используется множество методов, например: модифицирование металла, применение водоохлаждаемой подложки, пластическое деформирование каждого слоя сразу после наплавки с использованием ролика, использование модуляции тока и т.д. [9–12]. Наиболее доступным методом воздействия на структуру является применение развертки электронного луча, так как отклоняющая система есть во всех промышленных сварочных электронно-лучевых установках и необходимости в дополнительном оборудовании нет. Применение

разверток для аддитивных технологий с целью измельчения структуры практически не встречается в литературных источниках, особенно если речь идет о проволочных технологиях [13]. В работе [14] было показано, что использование низкочастотной развертки в форме «зигзаг» приводит к изменению структуры и свойств металла в одиночных валиках. Использование данной развертки при наплавке тонкостенных конструкций позволило повысить стабильность формирования валиков, а также уменьшить и стабилизировать ширину кристаллов первичной β -фазы по высоте образца [15].

Хотя эти экспериментальные исследования предоставили некоторую полезную информацию о тонкостенных конструкциях, изготовленных с помощью ЭЛАФ, однако работ по исследованию влияния развертки электронного луча на микроструктуру и анизотропию при выращивании массивных заготовок недостаточно.

Методика исследования

Электронно-лучевая наплавка проводилась на электронно-лучевой сварочной установке с энергоблоком ЭЛА-40И с ускоряющим напряжением 60 кВ, оснащенной механизмом подачи присадочной проволоки. В качестве сырьевого материала использовалась проволока из титанового сплава ВТ6 с диаметром 1,2 мм, наплавка проводилась на подложку того же сплава. Химический состав сплава указан в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав сплава ВТ6 согласно ГОСТ 19807-91

	Fe	C	Si	V	N	Ti	Al	Zr	O	ост.
ВТ6	<0,6	<0,1	<0,1	3,5– 5,3	<0,05	86,45 – 90,9	5,3– 6,8	<0,3	<0,2	<0,3

В работе было изготовлено 2 блока с постоянной скоростью наплавки ($V=500$ мм/мин) и со скоростью подачи проволоки ($w=6$ м/мин). Первый блок был наплавлен с использованием развертки динамического типа в форме «зигзаг» с продольной амплитудой $A_x=2,5$ мм, поперечной амплитудой $A_y=1,6$ мм и частотой развертки $f=7$ Гц (рис. 1). В процессе движения вдоль траектории развертки электронный пучок совершает равномерное движение из точки 1 в точку 2, после чего мгновенно возвращается в точку 1. Вторым блоком наплавлился без использования развертки.

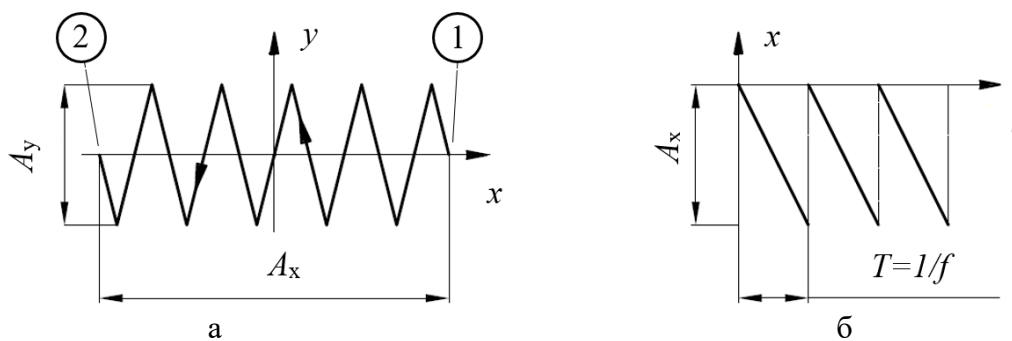


Рисунок 1 – Траектория движения луча (а) и циклограмма в осях xOt развертки «зигзаг»

Для всех образцов ток луча на первом слое составлял 43 мА, последующие слои наплавлялись с меньшим током луча - 40 мА.

После наплавки были изготовлены продольные и поперечные шлифы полученных образцов, которые подвергались травлению в растворе с соотношением 1:2:5 HF:HNO₃:H₂O для выявления границ первичных β -зерен [16].

Во время наплавки блока с разверткой на 9-м слое, а также на 5-м слое при наплавке образца без использования развертки, произошло нарушение формирования валика и образование кратера в центре образца. Для устранения дефектов образцы фрезеровались, после чего наплавка продолжилась. В подсчете ширины и высоты зерен данные области не учитывались, так как остывание металла и последующая его фрезеровка приводила к раздроблению зерен.

Влияние развертки на структуру металла оценивалось на продольных шлифах путем измерения средней ширины и высоты β -зерен на различных расстояниях от подложки. Схема измерения средней высоты и ширины зерен изображена на рисунке 2. Для измерения средней ширины зерен V_{cp} проводилась горизонтальная линия длиной L . Фиксировалось количество пересечений этой линии с границами β -зерен (отмечены красными линиями), в результате чего получали количество зерен N , пересекаемых заданным отрезком. Таким образом, V_{cp} определялась из следующего соотношения:

$$V_{cp} = \frac{\sum L}{\sum n}, \quad (1)$$

где $\sum L$ – суммарная длина отрезков, $\sum n$ – общее число зерен, пересеченных отрезками длиной L .

Данные измерения проводились 3 раза на 4-м и 8-м слое от начала подложки, а также на 4-м слое от верхней части образца. Для нахождения средней высоты дендритов использовались те же самые зерна, что и при оценке средней ширины. Формула подсчета средней высоты зерен:

$$H_{\text{ден}} = \frac{\sum H}{\sum n}, \quad (2)$$

где $\sum H$ – сумма длин зерен от нижней точки зерна до верхней.

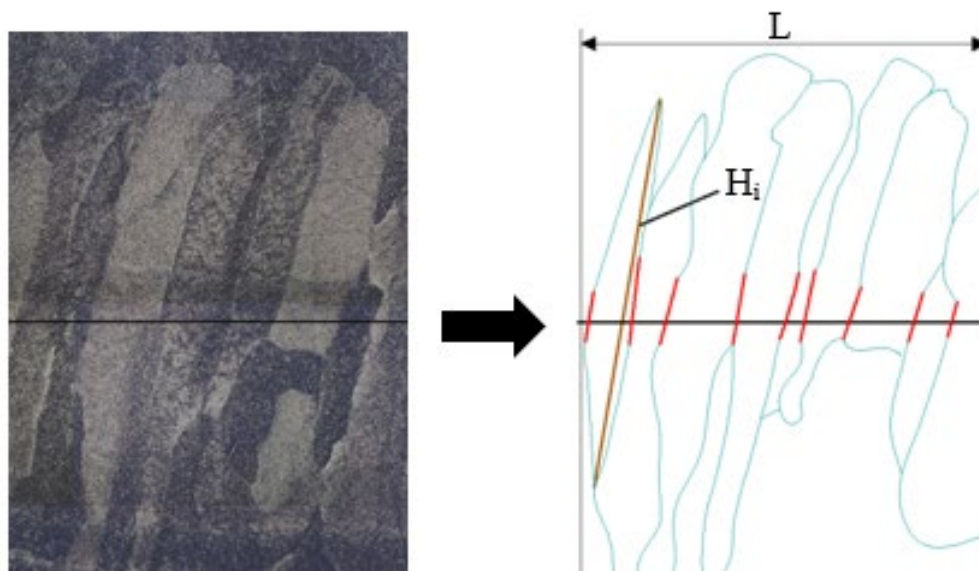


Рисунок 2 – Схема измерения средней ширины и высоты β -зерен: L – длина отрезка, H_i – высота зерна

Результаты и их обсуждение

Были изготовлены массивные блоки высотой 11 слоев без использования развертки электронного луча (рисунок 3а) и 14 слоев с применением развертки (рисунок 3б). В каждом слое наплавлялось по 5 валиков. Осевое смещение составляло 5 мм для образца, наплавленного с применением развертки, и 4,5 мм – без развертки. Это обусловлено тем, что при использовании низкочастотной развертки в форме «зигзаг» непрерывно меняется направление переноса металла, приводя к более равномерному распределению металла по поверхности предыдущего слоя, тем самым валик становится более широким, но при этом более низким по сравнению с наплавкой без развертки.

На поперечных макрошлифах можно наблюдать изменение угла наклона дендритов относительно подложки (рис. 3). В образце, наплавленном без развертки, зерна растут в одном направлении, однако применение развертки в форме зигзаг приводит к разноориентированному направлению роста. Этот факт может говорить о влиянии развертки на форму изотермы кристаллизации.

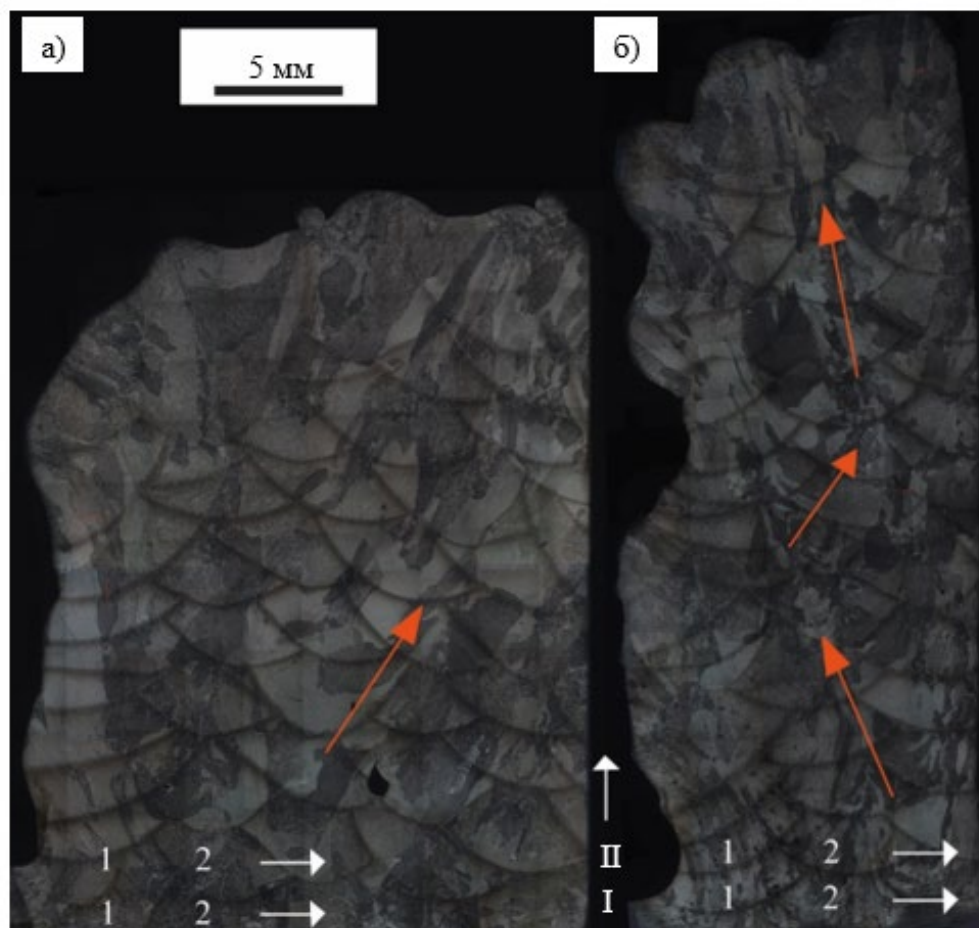


Рисунок 3 – Макрофотографии поперечных сечений наплавленных образцов без использования развертки (а) и с применением развертки (б)

В продольном сечении блока, выполненного без развертки электронного луча (рисунок 4), наблюдаются столбчатые β -зерна. Столбчатые β -зерна ориентированы по направлению построения образца и прорастают через несколько слоев. Прорастание зерен через несколько слоев описано многими исследователями и связано с тем, что направление теплоотвода при наплавке новых слоев не изменяется, и рост кристаллов имеет эпитаксиальный характер. Кроме того, формирование столбчатой структуры возникает при определенном соотношении градиента температур и скорости кристаллизации на фронте кристаллизации, которое практически не изменяется при отсутствии дополнительных возмущений жидкой ванны в виде развертки.

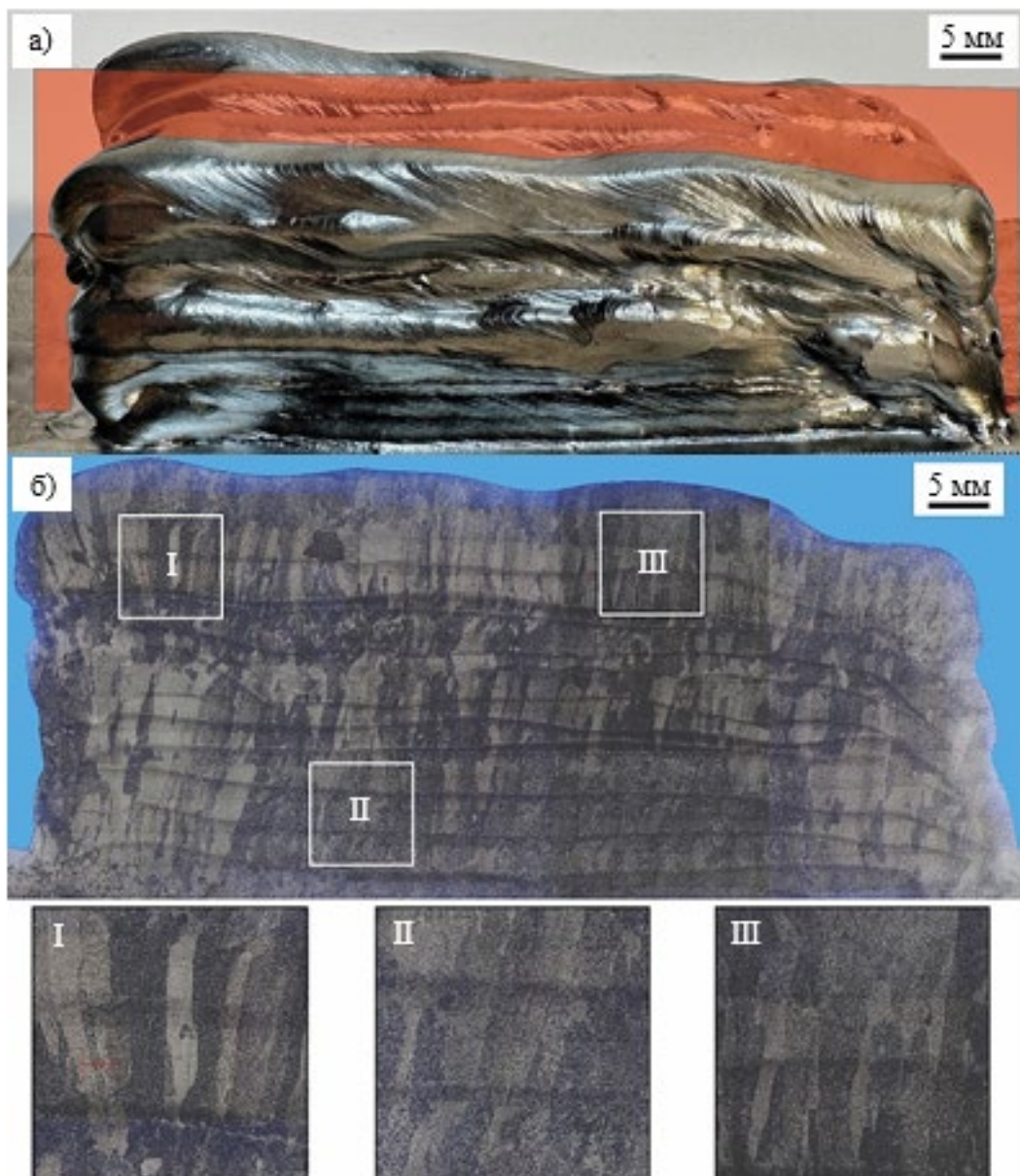


Рисунок 4 – Внешний вид (а) и макроструктура (б) наплавленного блока без развертки электронного луча

На рисунке 5 представлен наплавленный образец с применением развертки электронного луча в форме «зигзаг» с частотой 7 Гц и макрофотографии продольного сечения.

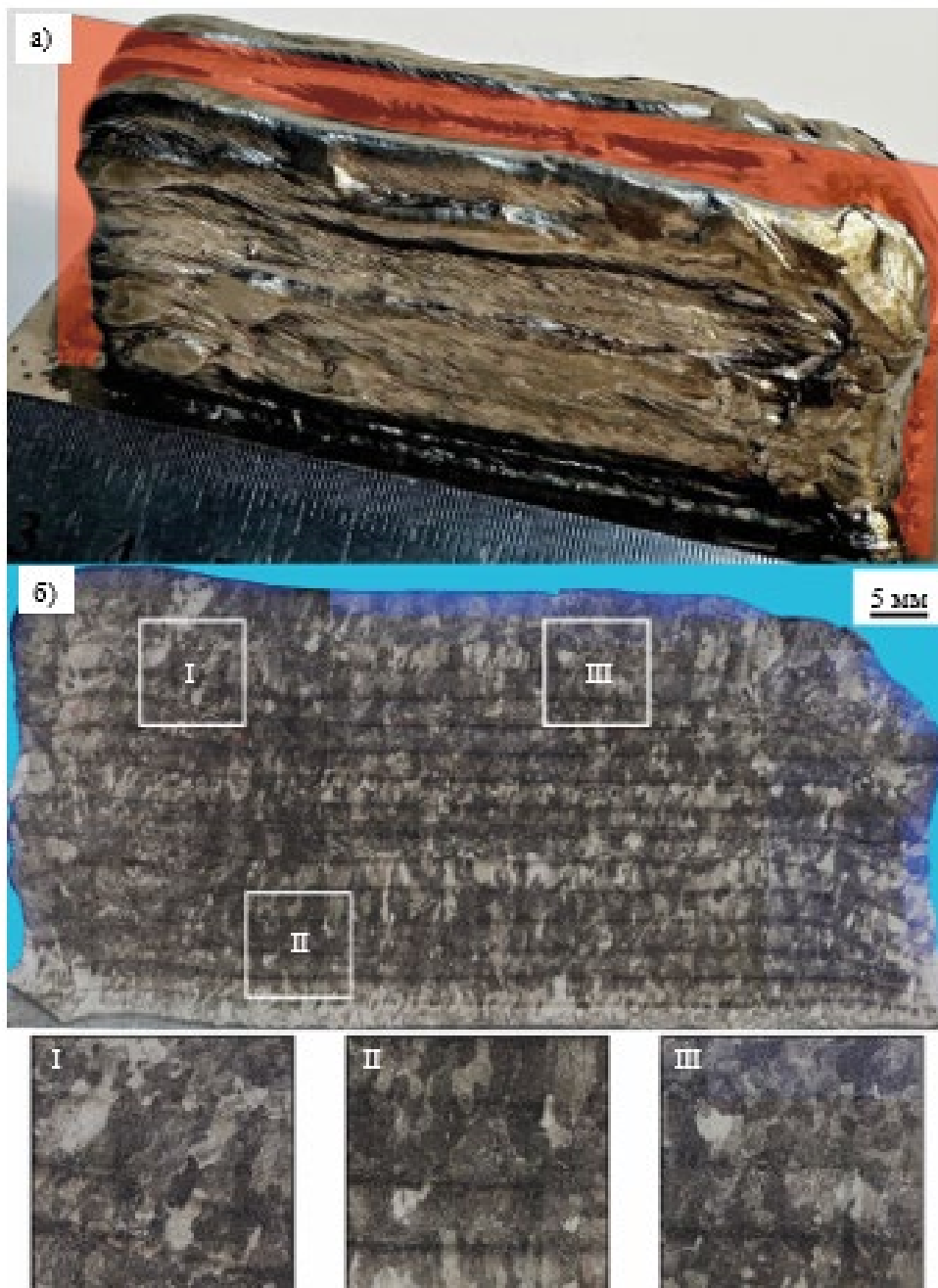


Рисунок 5 – Внешний вид (а) и макроструктура (б) наплавленного блока при использовании развертки в форме «зигзаг»

Оценки высоты кристаллов первичной β -фазы показали, что при наплавке без развертки средняя высота кристаллов составила 4,43 мм, с применением развертки – 1,85 мм. Таким образом, средняя высота кристаллов уменьшилась на 58% в сравнении с образцом без развертки (рисунок 6). Кроме того, средняя высота кристаллов не превышает высоту одного наплавленного слоя, которая составляет 2,4 мм.

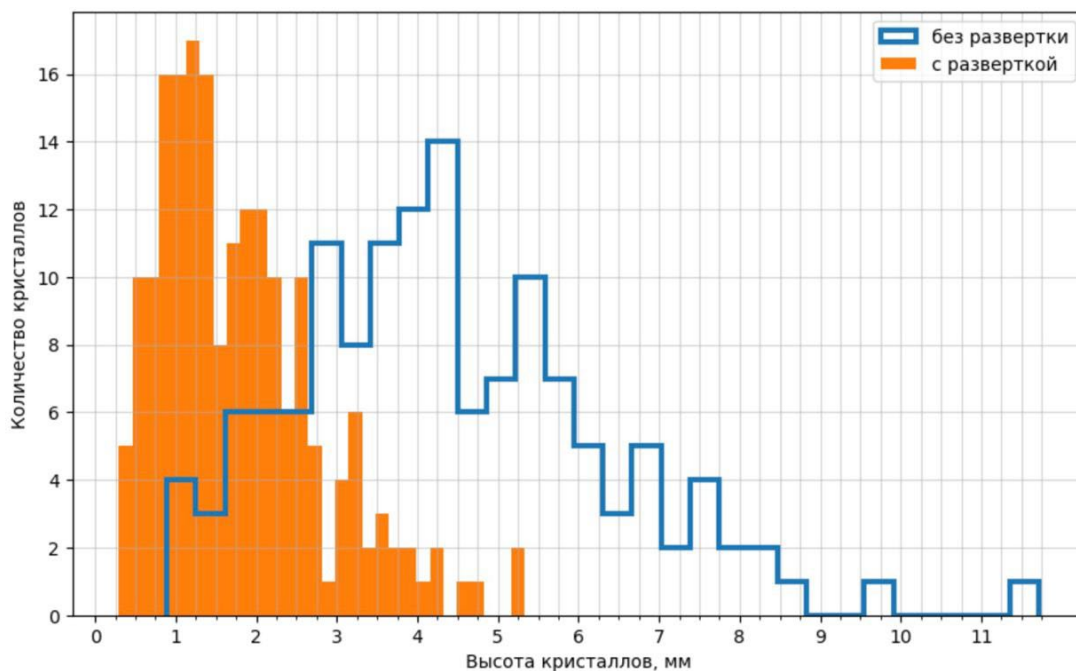


Рисунок 6 – Гистограмма средней высоты зерен

По всей видимости, это связано с постоянно меняющимся градиентом температур в жидкой ванне при развертки электронного луча, благодаря чему исключается одно доминирующее направление теплоотвода. Таким образом увеличивается вариативность направлений роста, повышается конкуренция за рост среди кристаллов, а доминирующее направление роста размывается, в результате чего больше зерен имеют возможность расти.

На рисунке 7 приведена гистограмма средней ширины первичных β -зерен. При наплавке блока без использования развертки средняя ширина первичных β -зерен увеличивается от подложки к верхним слоям. На 4 слое $V_{cp}=0,57$ мм и к 7 слою постепенно увеличивалась до 1,03 мм. В то же время применение развертки в форме «зигзаг» позволило стабилизировать среднюю ширину первичных β -зерен. На 4 слое $V_{cp}=0,52$ мм и к 10 слою значение практически не изменилось (0,53 мм). Таким образом, использование развертки электронного луча приводит к стабилизации средней ширины зерна по высоте наплавленных блоков.

В дальнейшем планируется изготовление образцов и проведение испытаний для исследования влияния разверток на механические свойства получаемых материалов в различных направлениях относительно направления роста изделий.

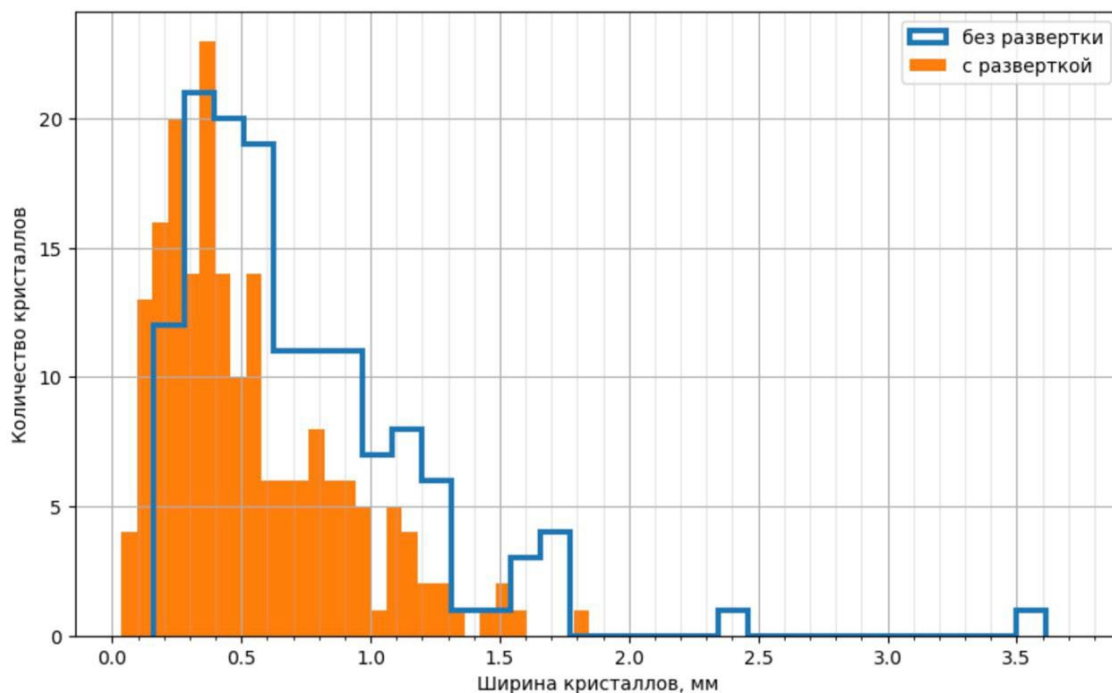


Рисунок 7 – Гистограмма средней ширины зерен

Заключение

Наплавка блоков из титанового сплава ВТ6 методом электронно-лучевым аддитивным формообразованием с применением развертки электронного луча в форме «зигзаг» позволяет изменить условия кристаллизации наплавляемого металла и уменьшить высоту первичных β -зерен 58% относительно образца, наплавленного без развертки.

Использование развертки электронного луча приводит к стабилизации средней ширины первичных β -зерен по высоте блока: без применения развертки происходит увеличение средней ширины кристаллов с 0,57 мм на 4 слое до 1,03 мм к 7 слою, при использовании развертки в форме «зигзаг» с частотой 7 Гц средняя ширина первичных β -зерен практически не меняется и составляет около 0,5 мм.

Литература

1. Madhavadas, V. A review on metal additive manufacturing for intricately shaped aerospace components / V. Madhavadas, D. Srivastava, U. Chadha [et al.] // Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2022. – № 39. – С. 18–36.
2. Dragunov, V. Investigation of the optimal modes of electron-beam wire deposition / V. K. Dragunov, M. V. Goryachkina, A. V. Gudenko [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering: State-of-the-Art and Perspectives, Tomsk, 03–07 сентября 2019 года. Vol. 681. – Tomsk: Institute of Physics Publishing. – 2019. – С. 012008.
3. Liu, S. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review / S. Liu, Y. C. Shin // Materials & Design. – 2019. – Vol. 164. – С. 107552.
4. Hongbo, S. Microstructure and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V by Electron Beam Rapid Manufacturing / Hongbo S., Zheyuan C., Jianrong L. [et al.] // Rare Metal Materials and Engineering. – 2014. – Vol. 43. – С. 780–785.

5. Wanjara, P. Titanium Alloy Repair with Wire-feed electron beam additive manufacturing technology / K. Watanabe, C. de Formanoir, Q. Yang, C. Bescond, S. Godet, M. Brochu, K. Nezaki, J. Gholipour and P. Patnaik. // *Advances in Materials Science and Engineering*. – 2019. – С. 1–23.
6. Vilaro, T. As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of the Ti-6Al-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting / Colin C., Bartout J.D. // *Metal Mater. Trans. A*. – 2011. – № 42. – С. 3190–3199.
7. Stinville, J.C. Anisotropy changes in hardness and indentation modulus induced by plasma nitriding of 316L polycrystalline stainless steel / C. Tromas, P. Villechaise, C. Templier // *Scr. Mater.* – 2011. – № 64. – С. 37–40.
8. Roa, J.J. Dependence of nanoindentation hardness with crystallographic orientation of austenite grains in metastable stainless steels / G. Fargas, A. Mateo, E. Jimenez-Pique // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2015. – № 645. – С. 188–195.
9. Peng, J. Evolution of crystallographic orientation, columnar to equiaxed transformation and mechanical properties realized by adding TiCps in wire and arc additive manufacturing 2219 aluminum alloy / Yibo Liu, Qingjie Sun // *Additive Manufacturing*. – 2021. – № 39. – С. 101878.
10. Panin, A. Effects of Water Cooling on the Microstructure of Electron Beam Additive-Manufactured Ti-6Al-4V / Sergey Martynov, Marina Kazachenok, Lyudmila Kazantseva, Alexander Bakulin, Svetlana Kulkova, Olga Perevalova, and Elena Sklyarova. // *Metals* 11. – 2021. – № 11. – С. 1742.
11. Donoghue, J. The effectiveness of combining rolling deformation with Wire–Arc Additive Manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti–6Al–4V / A.A. Antonysamy, F. Martina, P.A. Colegrove, S.W. Williams, P.B. Prangnell // *Materials Characterization*. – 2016. – № 114. – С. 103–114.
12. Mitzner, S. Grain Refinement of Freeform Fabricated Ti-6Al-4V Alloy Using Beam/Arc Modulation // *International Solid Freeform Fabrication Symposium*. – 2012. – С. 20.
13. Pixner, F. Wire-Based Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V Using Electron Beam Technique / F. Warchomicka, P. Peter, A. Steuwer, H. Magnus, R. Pederson // *Materials* 13. – 2020. – № 15. – С. 3310.
14. Гуденко, А. Влияние параметров технологических разверток на формирование валиков при электронно-лучевом аддитивном формообразовании / А.В. Гуденко, А.П. Слива, Д.В. Шишкин // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 27–38.
15. Гуденко, А. Повышение стабильности электронно-лучевого аддитивного формообразования тонкостенных изделий из титановых сплавов / А.В. Гуденко, А.П. Слива, Д.В. Шишкин, Г.С. Рагозин // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 80–91.
16. Fan, Z. Study on Selective Laser Melting and Heat Treatment of Ti-6Al-4V Alloy / Z. Fan, H. Feng // *Results in Physics*. – 2018. - Vol. 10. – P. 660–664.

Раздел 4.

Оборудование для электронно-лучевой обработки

УДК 621.7

Электронно-лучевая пушка мощностью 150 кВт для сварки, плавки и других технологических операций в вакууме

Моторин М.П.^{1,2}, Коваль Н.Н.², Осипов И.В.¹, Семенов Г.В.¹,
Рау А.Г.¹

¹ ООО «НПК «ТЭТА», Томск, Россия

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук (ИСЭ СО РАН), Томск, Россия

Аннотация. В работе представлена конструкция и основные эксплуатационные параметры разработанной электронно-лучевой пушки мощностью 150 кВт с ускоряющим напряжением до 35 кВ. Источником электронов в пушке является танталовый катод косвенного накала с формированием луча в электродной системе на основе электростатической системы по принципу диода Пирса. Рассматриваемая электронно-лучевая пушка была разработана в ООО «НПК «ТЭТА» по заказу АО «ЧМЗ» для сварки и поверхностного оплавления слитков из титановых и циркониевых сплавов.

Ключевые слова: электронная пушка, электронно-лучевая плавка, плавка в вакууме, электронно-лучевая сварка, мощные электронно-лучевые пушки.

Abstract. The paper presents the design and main operational parameters of the developed electron beam gun with a power of 150 kW and an accelerating voltage of up to 35 kV. The source of electrons in the gun is an indirectly heated tantalum cathode with beam formation in an electrode system based on an electrostatic system based on the Pierce diode principle. The electron beam gun under consideration was developed by TETA LTD by order of JSC "CMP" for welding and surface melting of ingots made of titanium and zirconium alloys.

Keywords: electron gun, electron beam melting, vacuum melting, electron beam welding, powerful electron beam guns.

Введение

С 2000 годов на предприятиях военно-промышленного комплекса, авиакосмической промышленности, энергетического машиностроения для технологических операций в вакууме: сварка, плавка и нанесение покрытий, получили широкое применение мощные электронно-лучевые энергокомплексы импортного производства таких фирм как ALD (Германия), VON ARDENNE (Германия) и других, что привело в упадок, и так не развитое отечественное серийное производство электронно-лучевого оборудования. Введенные санкции против РФ привели к невозможности поддержки функционирования поставленного оборудования зарубежными фирмами. Отсутствие ЗИП, невозможность

ремонта, либо его удорожание и затруднение модернизации импортного технологического оборудования приводит к необходимости в импортозамещении. Это сделало актуальными направления по изучению и созданию мощных электронно-лучевых энергокомплексов, не уступающих зарубежным аналогам.

По заказу АО «ЧМЗ» в ООО «НПК «ТЭТА» был разработан и изготовлен энергокомплекс с электронно-лучевой пушкой мощностью 150 кВт для модернизации установки путем замены изношенного и морально устаревшего импортного оборудования. В АО «ЧМЗ» электронно-лучевая пушка применяется для таких технологических задач как продольная, кольцевая сварки циркониевых и титановых сплавов, а также поверхностного оплавления слитков этих сплавов с глубиной ванны расплава до 20 мм и шириной луча более 230 мм.

Конструкция и эксплуатационные параметры электронно-лучевой пушки

Упрощенная конструкция и внешний вид электронно-лучевой пушки мощностью 150 кВт представлены на рисунках 1 и 2, соответственно.

Источником электронов в пушке является танталовый катод (6) косвенного накала [1–3]. Разогрев танталового катода обеспечивается двухступенчатой системой: вольфрамовой спиралью (5) с прямым накалом и последующим электронно-пучковым нагревом. Между вольфрамовой спиралью и танталовым катодом прикладывается напряжение до 3 кВ (напряжение бомбардировки), что позволяет ускоряться эмитируемым электронам из нагретой вольфрамовой спирали и бомбардировать заднюю часть танталового катода, тем самым нагревая его до термоэмиссионной температуры около 2700 К [4, 5]. Формирование электронного луча выполнено на основе диода Пирса, в котором сферическая форма поверхности катода и специальная геометрия анода (4) позволяют обеспечить сходящийся электронный луч за счет электростатической фокусировки [5–7].

Сформированный в катодном узле (2) и ускоренный до полной энергии в диодном ускоряющем зазоре электронный луч, после прохождения отверстия в аноде несколько расширяется, за счет собственного пространственного заряда. Для его транспортировки в пространстве дрейфа без потерь используется верхняя фокусирующая катушка (7), ограничивающая магнитным полем поперечные размеры луча.

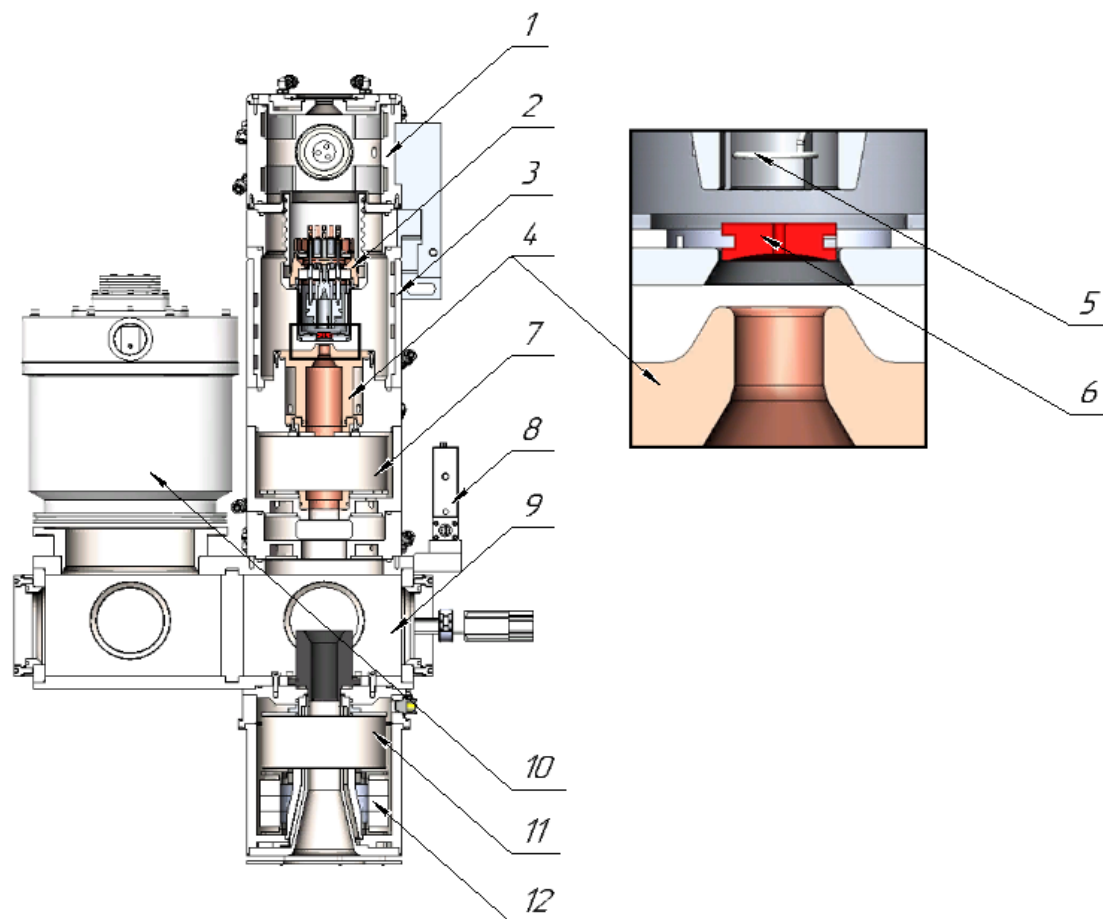


Рисунок 1 – Конструкция электронно-лучевой пушки мощность 150 кВт:
1 – верхний корпус; 2 – катодный узел; 3 – средний корпус; 4 – анод;
5 – вольфрамовая спираль; 6 – танталовый катод; 7 – верхняя фокусирующая катушка; 8 – системы напуска рабочего газа (аргона); 9 – камера промежуточного давления; 10 – турбомолекулярный насос; 11 – нижняя фокусирующая катушка;
12 – отклоняющие катушки

Для получения электронного луча требуемого поперечного размера с высокой плотности мощности необходимой для плавки, сварки тугоплавких материалов в нижней части пушки располагается нижняя фокусирующая катушка (11).

Под нижней фокусирующей линзой располагаются две отклоняющие катушки (12) для отклонения луча от продольной оси электронно-лучевой пушки в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Модулируя сигнал в отклоняющих катушках, возможно, получить практически любую требуемую траекторию движения электронного луча по поверхности обрабатываемого изделия, что позволяет использовать электронно-лучевую пушку в различных технологических задачах, например, для оплавления крупногабаритных слитков.

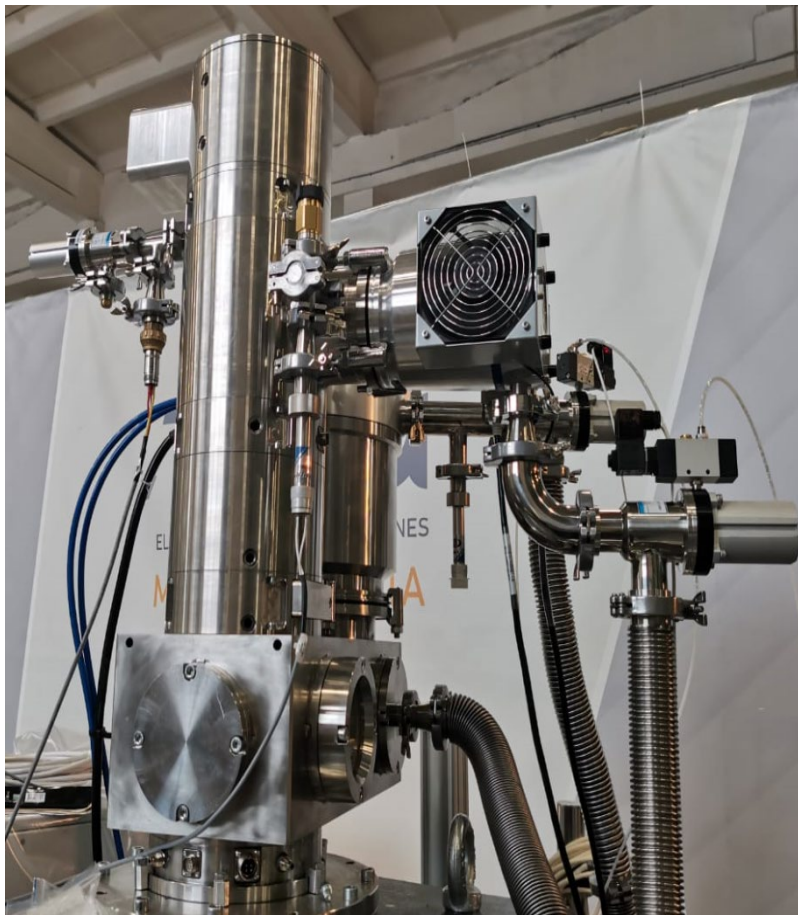


Рисунок 2 – Внешний вид электронно-лучевой пушки мощность 150 кВт

Для предотвращения загрязнения деталей катодного узла, уменьшения вероятности образования дуги и увеличения срока эксплуатации танталового катода и вольфрамовой спирали, средний корпус пушки (3) откачивается дополнительным турбомолекулярным насосом до давления ниже 10^{-3} Па.

Для разделения относительно высокого вакуума (10^{-3} Па), достигаемого в среднем корпусе пушки с катодным узлом, от процессов, происходящих в основной вакуумной камере, электронно-лучевая пушка имеет камеру промежуточного давления (9), с расположенной на ней системой напуска рабочего газа (8) и отдельным турбомолекулярным насосом (11). В зависимости от технологического применения электронно-лучевой пушки напуск газа позволяет формировать требуемую рабочую газовую среду, как разделительную для защиты катодного узла от области плавки и обратного потока, положительно заряженных ионов, так и для дополнительной фокусировки электронного луча ионной фокусировкой [1, 5–7].

Основные эксплуатационные параметры электронно-лучевой пушки представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Эксплуатационные параметры электронно-лучевой пушки на 150 кВт

Наименование параметра	Ед. измерения	Значение
Диапазон ускоряющего напряжения	кВ	от 10 до 35
Диапазон тока луча	А	от 0 до 5
Максимальная мощность луча	кВт	150
Максимальный угол отклонения луча по осям X, Y	°	±45
Диапазон тока фокусировки	мА	от 150 до 2000
Сфокусированный луч (для 90% энергии луча), при максимальной мощности, менее	мм	20
Время работы вольфрамовой спирали, до замены при максимальной мощности, не менее	ч	200
Время работы танталового катода, до замены при максимальной мощности, не менее	ч	200

Заключение

Разработана и изготовлена электронно-лучевая пушка мощностью 150 кВт, которая выполняет необходимые технологические задачи и не уступает современному импортному оборудованию.

Планируется разработка и серийное изготовление мощных энергокомплексов с электронно-лучевыми пушками мощностями 300 кВт и 600 кВт для обеспечения отечественных предприятий высококачественным электронно-лучевым оборудованием для решения различных технологических задач: электронно-лучевое нанесение функциональных покрытий методом осаждения из парогазовой фазы,

например для получения термобарьерного покрытия; для рафинирования, плавки и переплава тугоплавких и активных металлов и других технологических операций, требующих электронные пучки большой, средней мощности [8, 9].

Литература

1. Молоковский С.И. Интенсивные электронные и ионные пучки / С.И. Молоковский, А.Д. Сушков. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 303 с.
2. Бугаев С.П. Электронные пучки большого сечения / С.П. Бугаев, Ю.Е. Крейндель, П.М. Щанин. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 113 с.
3. Коваль Н.Н. Эмиссионная электроника / Н.Н. Коваль, Е.М. Окс, Ю.С. Протасов, Н.Н. Семашко. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2009. – 596 с.
4. Кайдалов А.А. Электронно-лучевая сварка и смежные технологии. 2-е изд., перераб. и доп. – Киев: Экотехнология, 2004. – 260 с.
5. Алямовский И.В. Электронные пучки и электронные пушки. – М.: Советское радио, 1966. – 455 с.
6. Hawkes P.W. Principles of Electron Optics: Applied Geometrical Optics / P.W. Hawkes, E. Kasper. – Elsevier Science, 1989. – 1188 с.
7. Шерстнев Л.Г. Электронная оптика и электроннолучевые приборы: учебник для студентов высш. техн. учебн. заведений. – М.: Энергия, 1971. – 368 с.
8. Мовчан Б.А. Электронно-лучевые установки для испарения и осаждения неорганических материалов и покрытий / Б.А. Мовчан, К.Ю. Яковчук // Современная электрометаллургия. – 2004. – № 2. – С. 10–15.
9. Хомутский С.В. Получение слитков меди высокого качества из отходов промышленности электронно-лучевым переплавом с промежуточной емкостью / С.В. Хомутский, О.Н. Козловец, В.В. Ищенко // Современная электрометаллургия. – 2004. – № 2. – С. 19–20.

Импортозамещение в электронно-лучевой сварке

Ильин И.В.¹, Кононов Б.С.¹, Корнилов С.Ю.², Осипов И.В.²,
Поляков А.Н.¹

1 ПАО «ОДК-Сатурн»

2 ООО «НПК ТЭТА»

Введение

В начале двухтысячных годов в России сложилась ситуация, когда предприятия закупали преимущественно импортное оборудование для электронно-лучевой сварки (ЭЛС). Это в основном были установки немецкого производства Steigerwald Strahltechnik GmbH (SST), ProBeam, EvoBeam, Focus, французского ТЕСНМЕТА, английского CVE. Основная масса этих установок работает и сегодня. Начиная с 2022 года, в связи с введением в отношении нашей страны санкций, расходные материалы для этих установок стали труднодоступны. ЭЛС применяется в высокотехнологичных производствах, остановка которых недопустима. Поэтому задача импортозамещения расходных материалов является актуальной.

В настоящей статье показано как усилиями двух Российских предприятий удалось решить задачу замещения импортных катодов для установки электронно-лучевой сварки EVOCAM KS80-2 PN 250 KM, сегодня эксплуатируемой на предприятии ПАО «ОДК-Сатурн», на катоды отечественного производства компании ООО «НПК ТЭТА».

Электронно-лучевая установка и катоды

На ПАО «ОДК-Сатурн» тринадцать лет эксплуатируется установка ЭЛС EVOCAM KS80-2 PN 250 KM производства Steigerwald Strahltechnik GmbH (SST) (см. рис. 1). В электронной пушке этой установки используется ленточный катод Plansee № 317748 из WVM4-36.876d.

Катод представляет из себя пластину вольфрамового сплава, согнутую под углом, с плоскостью длиной 5мм по середине, на которой имеется выпрессованный участок круглой формы диаметром 3,5 мм (см. рис. 2). Ширина ленты – 4мм. Толщина ленты – 0,06мм. Расстояние между концами катода 16,5 мм.

Химический состав катода представлен в таблице 1.



Рисунок 1 – Установка ЭЛС EVOCAM KS80-2 PN 250 KM

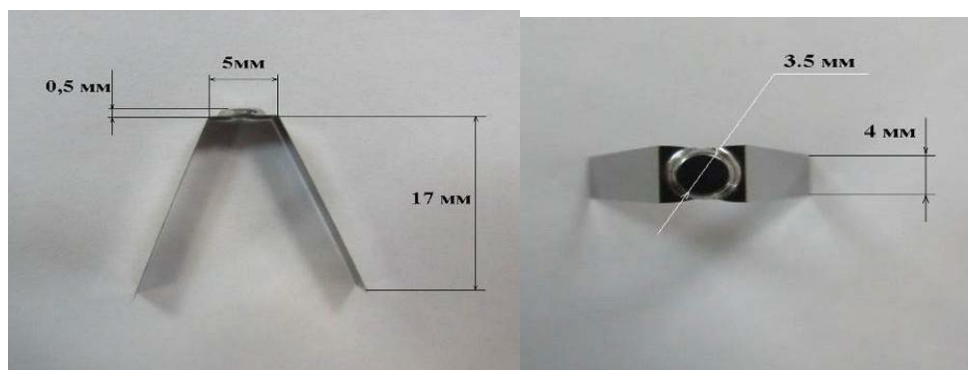


Рисунок 2. Катод Plansee №317748 из WVM4-36.876d

Таблица 1. Химический состав катода Plansee №317748

GARANTIERTE CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG: (festgelegt in PSE-020-WI-003)

W	Rest				
K**	30 - 70 µg/g	Al	max. 30 µg/g	Si	max. 30 µg/g
Cr	max. 20 µg/g	Cu	max. 10 µg/g	Fe	max. 30 µg/g
Mo	max. 100 µg/g	Ni	max. 20 µg/g	C	max. 30 µg/g
N***	max. 10 µg/g	O***	max. 50 µg/g		
Cd	max. 5 µg/g	Hg	max. 1 µg/g	Pb	max. 5 µg/g
Cr(VI) + Organische Verunreinigungen (z.B. PBB, PBDE, PFOS, PFOA)*					

В настоящее время катоды Plansee № 317748 для приобретения недоступны.

Подбор эквивалентных катодов

По запросу ПАО «ОДК-Сатурн» ООО «НПК ТЭТА» изготовило партию катодов из танталовой ленты толщиной 0,1 мм. Все

геометрические размеры катодов соответствовали катоду Plansee № 317748.

Для оценки работоспособности катодов ООО «НПК ТЭТА» специалисты ПАО «ОДК-Сатурн» провели опытные работы. Катод ООО «НПК ТЭТА» был установлен в электронно-лучевую пушку установки ЕВОСАМ.

При включении энергоблока, в соответствии с руководством по эксплуатации и техническому обслуживанию электронно-лучевой сварочной установки ЕВОСАМ, после смены катода необходимо провести оптимизацию накала катода. Катод оптимально адаптируется к желаемым параметрам тока луча.

Электронный луч включается автоматически, оптимизация осуществляется установкой самостоятельно. Программа создает параметрическую кривую для катода.

При использовании катода ТЭТА установка не смогла провести оптимизацию накала катода, электронный луч не включился, возникла ошибка F10 «Регулировка тока луча ЭЛ-ГЕН.1» (рис. 3).

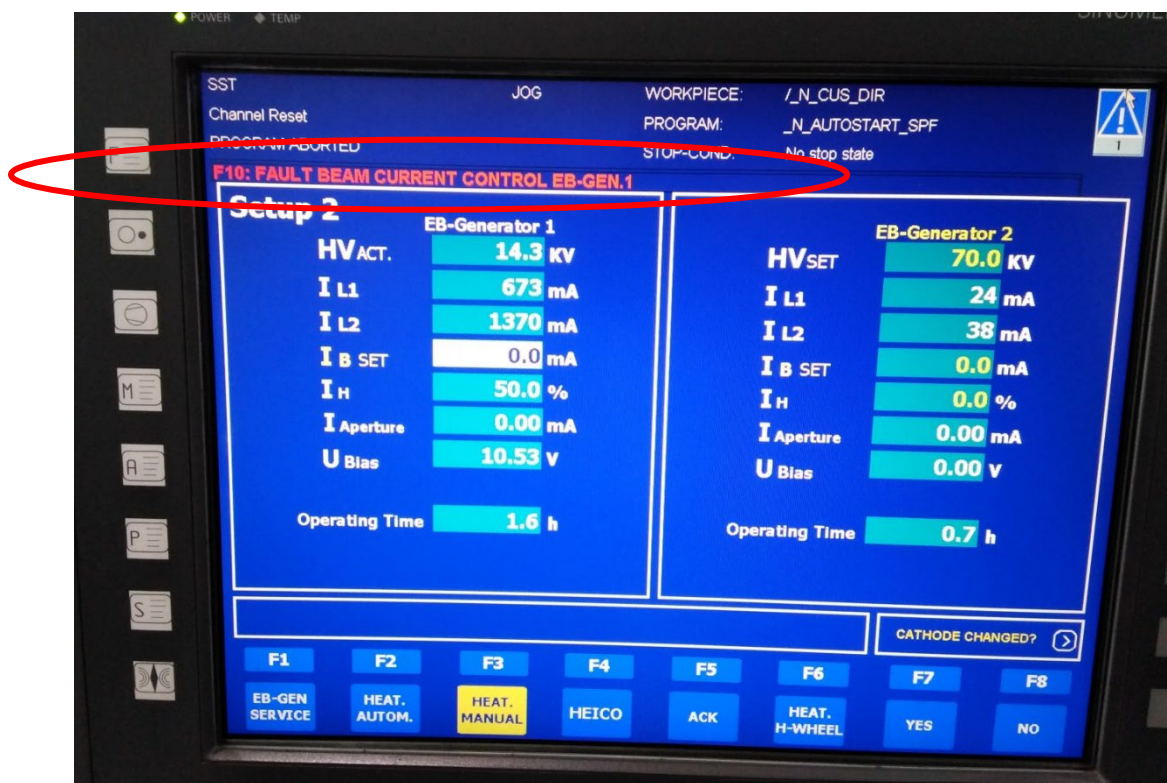
В «ручном» режиме произошла аналогичная ситуация. Увеличение тока накала привело к появлению на несколько секунд электронного луча. Ток сварки при этом не превышал 0,5 мА. Далее, по истечению нескольких секунд, либо при увеличении тока сварки, возникала ошибка F10. Требуется заменить катод. При переходе на катоды фирмы Plansee (SST) данной ошибки не возникает. Очевидно, что энергоблок не распознает катод аналог.

Специалисты ООО «НПК ТЭТА» предположили, что проблема заключается в различном сопротивлении опытных катодов ООО «НПК ТЭТА» и катодов Plansee № 317748.

Специалистами ПАО «ОДК-Сатурн» были выполнены измерения сопротивления катодов Plansee и ТЭТА. Измерения выполнялись с помощью омметра Щ306-1. Результаты измерений представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты измерения сопротивления катодов Plansee:

	Катод № 1	Катод № 2
Результат (Ом)	0,0117	0,0114



а)

F10	Ошибка Регулировка тока луча ЭЛ-ГЕН. 1	Проверить катодную систему, Заменить катод, Оптимизировать катод, Проверить напряжение цилиндра Венельта, Проверить напряжение промежуточного контура U ₀ (шкаф управления высоковольтной установки), Заменить блок WRE 10/16 (шкаф управления высоковольтной установки), В случае шума из масляного бака связаться с изготовителем	Оператор Электрик
-----	--	---	--------------------------

б)

Рисунок 3. Ошибка F10 «Регулировка тока луча ЭЛ-ГЕН.1»:
а) Скриншот экрана монитора; б) Выдержка из инструкции по эксплуатации
и обслуживании энергоблока.

Результаты измерения сопротивления катодов ТЭТА представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Результаты измерения сопротивления катодов ТЭТА

	Катод № 1	Катод № 2	Катод № 3	Катод № 4
Результат (Ом)	0,0142	0,0136	0,0142	0,0131

Результаты исследований и их обсуждение

На основании полученных результатов измерений можно предположить, что именно сопротивление катодов является тем фактором, который не позволяет их использовать в установке ЕВОСАМ.

ООО «НПК ТЭТА» изготовило новые катоды, имеющие сопротивление, аналогичное катодам Plansee. Материал катодов остался прежним – тантал, толщина ленты 0,1 мм. Геометрия катодов при этом оказалась отличной от катодов Plansee (рис. 4).

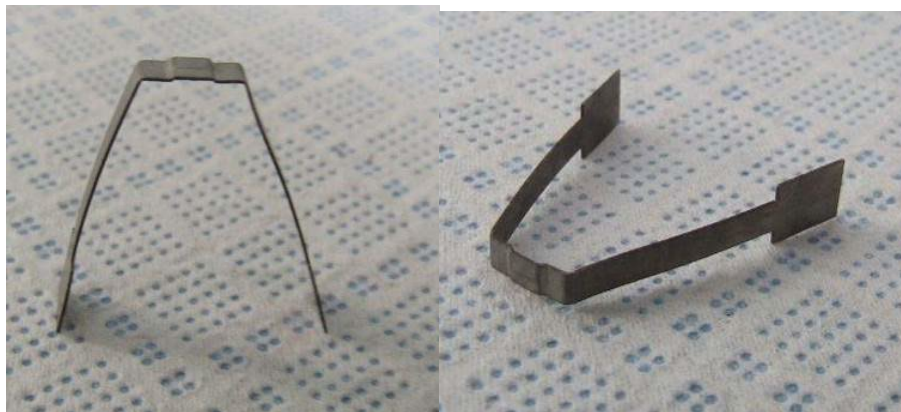


Рисунок 4. Катоды ООО «НПК ТЭТА», материал катодов – тантал

Новые катоды ТЭТА были собраны в катодный узел «SST» (рис. 5 и 6).



Рисунок 5 – Катод ТЭТА, собранный в катододержатель

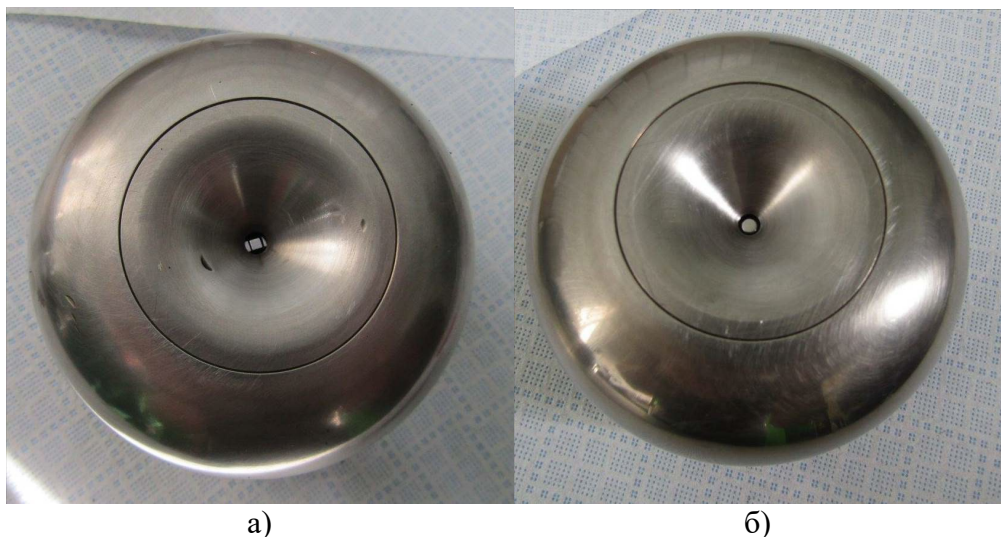


Рисунок 6. Катодный узел в сборе с управляющим электродом (Венельтом):
а) Катод ООО «НПК ТЭТА»; б) Катод Plansee №317748

Катодный узел с катодом ООО «НПК ТЭТА» был установлен в электронно-лучевую пушку установки ЕВОСАМ. Включение энергоблока прошло в штатном режиме. Энергоблок распознал катод аналог.

Тестирование катодов ТЭТА

Помимо совместимости отечественных катодов с импортной установкой необходимо убедиться, что эти катоды обеспечивают необходимые функциональные качества. Для этого были выполнены сварки тестовых образцов.

ЭЛС образца выполнялась по режиму: ток прихватки- 15 мА; скорость сварки и прихватки- 30 м/ч, ток сварки – 50 мА. Катод отработал без замечаний.

Для оценки возможности катода работать на больших токах была выполнена ЭЛС образца по основному металлу на режиме: скорости 120 м/ч, ток сварки 100 мА. Катод отработал без замечаний.

Внешний вид образца представлен на рисунке 7.

Специалисты ПАО «ОДК-Сатурн» провели работы по сравнению геометрии сварных швов, полученных при ЭЛС на различных режимах сварки катодами ООО «НПК ТЭТА» и Катод Plansee № 317748.

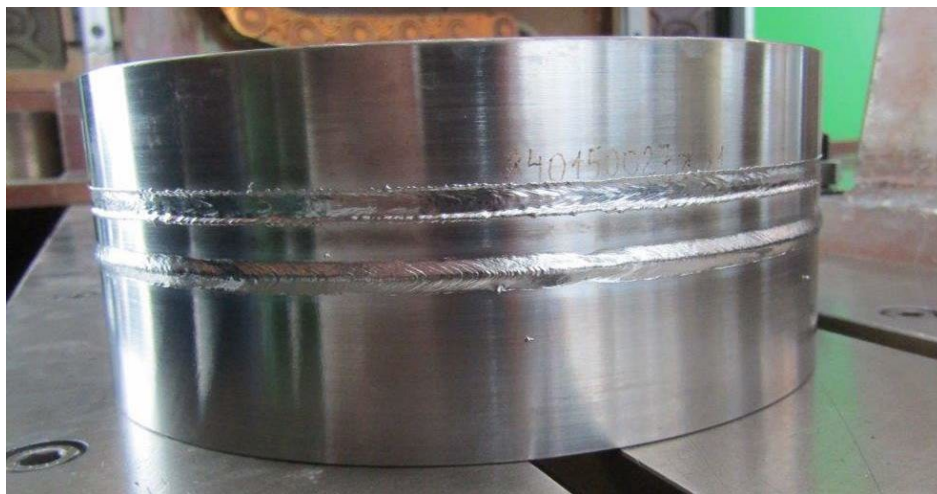


Рисунок 7 – Внешний вид образца, сваренного ЭЛС с применением катода ТЭТА

Сварка образца из материала 12Х18Н10Т, толщиной 24,0 мм проводилась на установке ЕВОСАМ КS80-2 РN 250 КМ по основному материалу на трех режимах с применением катодов ООО «НПК ТЭТА» (Т) и Plansee (SST) (Р), приведенных в таблице 2:

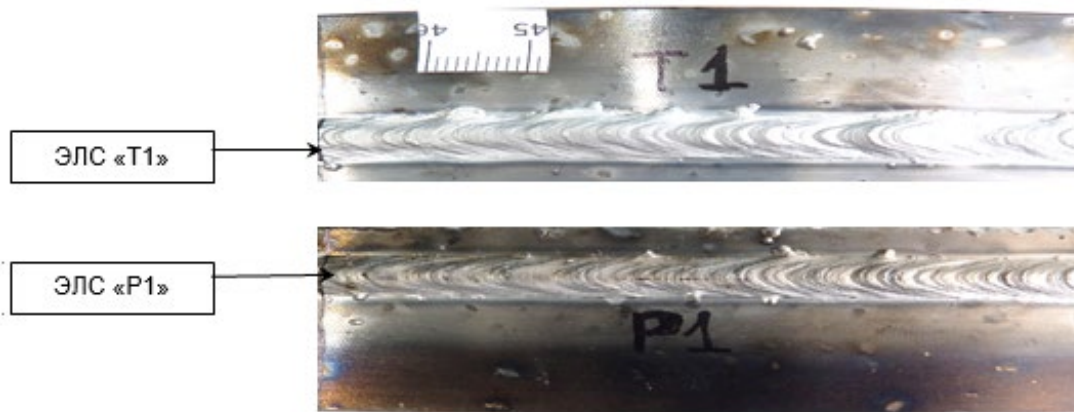
Таблица 2 – Режимы сварки

Параметры режима сварки	Режимы сварки		
	T1, P1	T2, P2	T3, P3
ток сварки, мА	68 (ед.пр.)	58	48
ускоряющее напряжение, кВ	70		
ток фокусировки, мА	«остр.» (694)		
скорость сварки, м/ч	12		
рабочее расстояние, мм	270		
развертка	без развертки		
рабочее давление в камере, мм рт. ст.	не выше 8×10^{-5}		

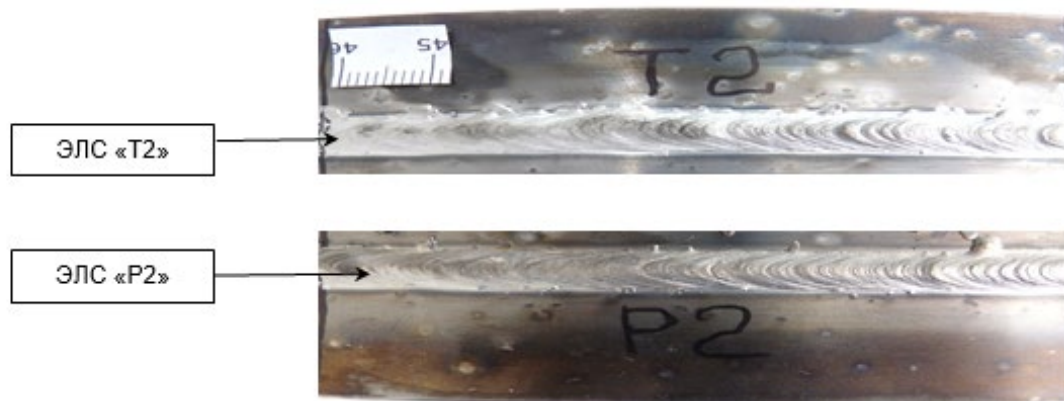
Контроль качества ЭЛС образца проводился внешним осмотром и металлографическим анализом.

По внешнему виду качество сварных швов образца, сваренного с использованием катодов производства ООО «НПК ТЭТА» и Plansee (SST), удовлетворительное: швы ровные, с равномерной чешуйчатостью. Поверхностных дефектов в виде подрезов, кратеров, трещин и т.п. не выявлено. С обратной стороны сварного шва на режиме «Т1», «Р1» наблюдается единичный проплав.

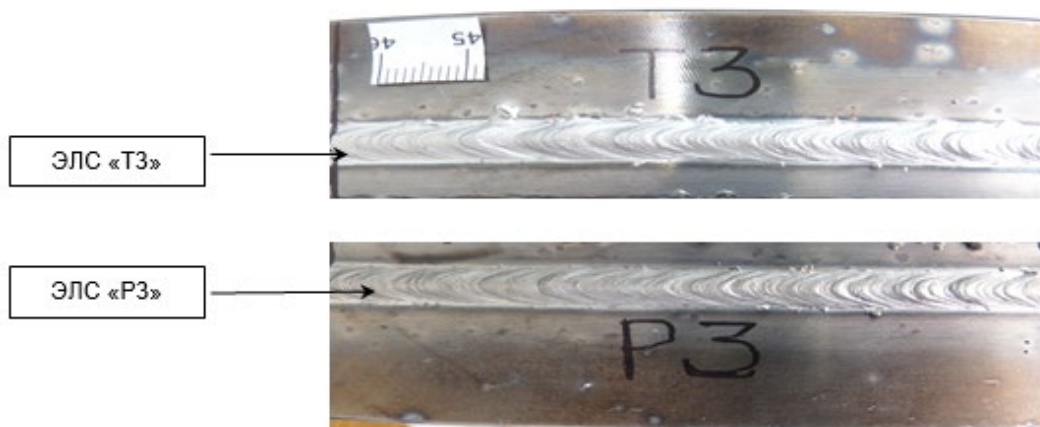
Внешний вид сварных швов представлен на рисунке 8.



а) режим № 1



б) режим № 2



в) режим № 3

Рисунок 8 – Внешний вид сварных швов

При просмотре макро- и микроструктуры внутренних дефектов в сварных швах и переходной зоне в виде непроваров, трещин и т.п. не выявлено, геометрические параметры сварных швов приведены

в таблице 2, замеры геометрии сварного шва выполнены согласно схеме, приведенной на рисунке 9. Геометрические параметры сварных швов представлены в таблице 3. Макроструктура сварных швов образца удовлетворительная и приведена на рисунке 10.

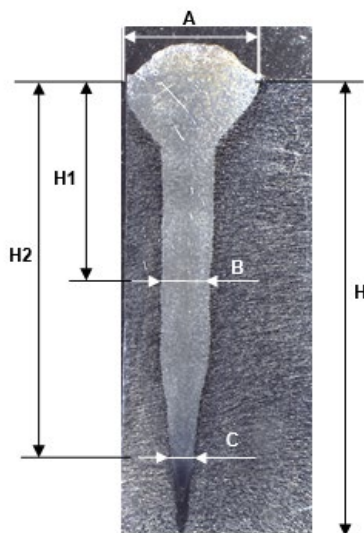
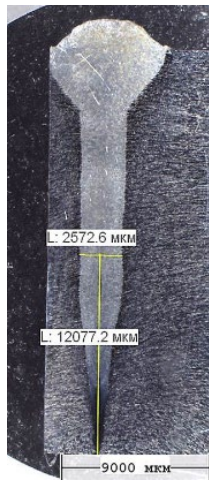


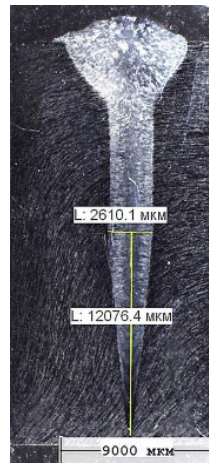
Рисунок 9. Схема замеров геометрии сварного шва

Таблица 3. Геометрические параметры сварных швов

Геометрические параметры сварных швов	Обозначение	Режим № 1		Режим № 2		Режим № 3	
		T1	P1	T2	P2	T3	P3
ширина сварного шва с наружной стороны, мм	A	7,0	7,2	6,6	6,4	5,7	5,9
ширина сварного шва на расстоянии H1, мм	B	2,57	2,6	2,73	2,53	2,51	2,40
ширина сварного шва на расстоянии H2, мм	C	1,2	1,2	1,3	1,3	1,1	1,1
глубина сварного шва, мм	H	24,3	23,7	17,8	18,5	15,7	15,3
	H1	11,4	11,4	9,0	9,0	7,9	7,9
	H2	19,0	19,0	15,0	15,0	12,5	12,5



T1

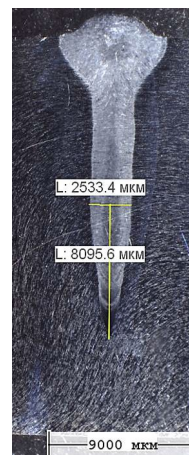


P1

а) режим № 1

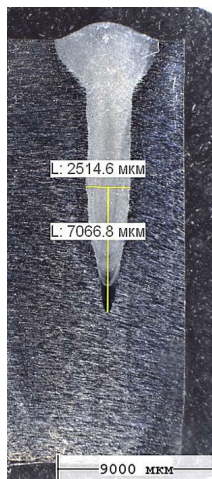


T2

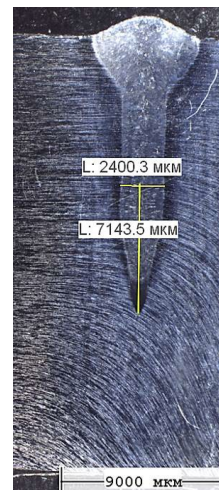


P2

б) режим № 2



T3



P3

в) режим № 3

Рисунок 10 – Макроструктура сварных швов

Заключение

По результатам анализа макроструктуры сварных швов образцов, сваренных с применением катодов производства ООО «НПК ТЭТА» и Plansee (SST), установлено, что геометрические параметры (ширина сварного шва с наружной стороны, ширина сварного шва на расстоянии, глубина сварного шва) практически одинаковые.

Катоды производства ООО «НПК ТЭТА» возможно применять для ЭЛС в электронной пушке на установке электронно-лучевой сварки EBOCAM KS80-2 PN 250 KM взамен катодов Plansee (SST).

Следует отметить, что ООО «НПК ТЭТА» может производить такие катоды в неограниченном количестве. Таким образом, была решена задача импортозамещения, обеспечена бесперебойная работа импортного оборудования на Российском производстве.

В настоящее время проводится работа по исследованию ресурса катодов.

УДК 621.78.012.8

Компактный источник электронного пучка для установок электронно-лучевой сварки

Семенов Ю.И.¹, Болховитянов Д.Ю.¹, Гусев И.А.¹,
Девятайкина Т.А.^{1,2}, Довженко Б.А.¹, Жариков А.А.¹, Косачев М.Ю.¹,
Купер Э.А.¹, Логачев П.В.¹, Протопопов А.Ю.¹, Репков В.В.¹,
Сеньков Д.Ю.^{1,2,3}, Старостенко А.А.^{1,2}, Цыганов А.С.¹

¹ Институт ядерной физики СО РАН им. Г. И. Будкера, г. Новосибирск, Россия.

² Новосибирский государственный университет, г. Новосибирск, Россия

³ Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

Аннотация. Представлен компактный источник электронного пучка для установок электронно-лучевой сварки с расположением электронной пушки, источника высоковольтного ускоряющего напряжения пушки и блока электроники накала катода и управления током электронного пучка в едином корпусе-моноблоке. Такая компоновка снижает вес, объем и стоимость, также существенно расширяет возможности применения представляемого типа источников электронного пучка в разнообразных областях деятельности человека.

Цель работы – показать целесообразность компоновки источника электронного пучка для установок электронно-лучевой сварки в виде моноблока.

Спроектирован, изготовлен и испытан компактный источник электронного пучка в виде моноблока в трех вариантах схемы подогрева катода и электроники управления пучком:

- с лазерным подогревом катода;
- с передачей электропитания электроники управления пучком и накала катода через разделительные конденсаторы;
- с передачей электропитания электроники управления пучком и накала катода через разделительный трансформатор.

Полученные результаты демонстрируют возможность практической реализации нового способа компоновки источника электронного пучка.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, лазерный подогрев катода со стороны его эмиссионной поверхности, передача электропитания электроники управления пучком и накала катода через разделительные конденсаторы, передача электропитания электроники управления пучком и накала катода через разделительный трансформатор, управление током источника электронного пучка модуляцией мощности лазера подогрева катода, новый способ компоновки источника электронного пучка

Abstract. The paper presents a compact electron beam source for electron beam welding facilities. The source is performed as a monoblock, which consist of the electron gun, the high voltage source, electronic systems for beam control and cathode power supply locating in a single box. This way of electron beam source organization allows reducing its weight, volume and cost. In addition, it significantly expands the possibilities of using the presented type of electron beam sources in various fields of human activity. The work is

aimed to show the expediency of arranging the electron beam source in the form of a monoblock.

A compact source of an electron beam performed as a monoblock was designed, manufactured and tested in three variants of the cathode heating circuit and beam control electronics circuit:

- with laser heated cathode;
- with transfer of power supply to the beam control electronics and cathode heating through separating capacitors;
- with transfer of power supply to the beam control electronics and cathode heating through an isolating transformer.

The results obtained demonstrate the possibility of practical implementation of a new method of arranging an electron beam source.

Keywords: electron beam welding, the cathode laser heating from the side of its emission surface, power transmission of the beam control electronics and cathode heating through isolation capacitors, power supply of the beam control electronics and cathode heating through an isolation transformer, the electron beam source current control by modulation of the heating laser power cathode, a new method of arranging an electron beam source

Введение

Электронно-лучевая сварка обеспечивает получение высокого качества и прочности соединения металлов независимо от их химического состава при толщине детали от 0,1 мм до 400 мм при сварке за один проход [1]. Данный способ сварки, применяемый в ракетостроении, также обуславливает уменьшение масса-габаритных характеристик свариваемых деталей и в целом всего изделия, по сравнению с другими способами сварки [2]. Источники электронного пучка используются в процессах сварки, плавки, пайки, резки, нанесения покрытий, напыления, аддитивных технологий, синтеза тугоплавких соединений и композитов и в научных исследованиях [3–6].

Существенное улучшение массогабаритных параметров источника снижает стоимость источника за счет уменьшения объема, веса используемых материалов, исключения из конструкции дорого стоящих высоковольтных кабелей и соединителей, и площадей производственных помещений, а также открывает новые сферы применения.

Цель работы – представить новую концепцию конструкции компактного источника пучка электронов для электронно-лучевых технологий, в том числе для электронно-лучевой сварки.

Описание прототипа

В предлагаемом источнике электронного пучка электронная пушка с электронно-оптической колонной, высоковольтный источник ускоряющего напряжения электронной пушки, блок электроники накала

катода и электроники управления электронным пучком размещены в едином корпусе-моноблоке (рис. 1).

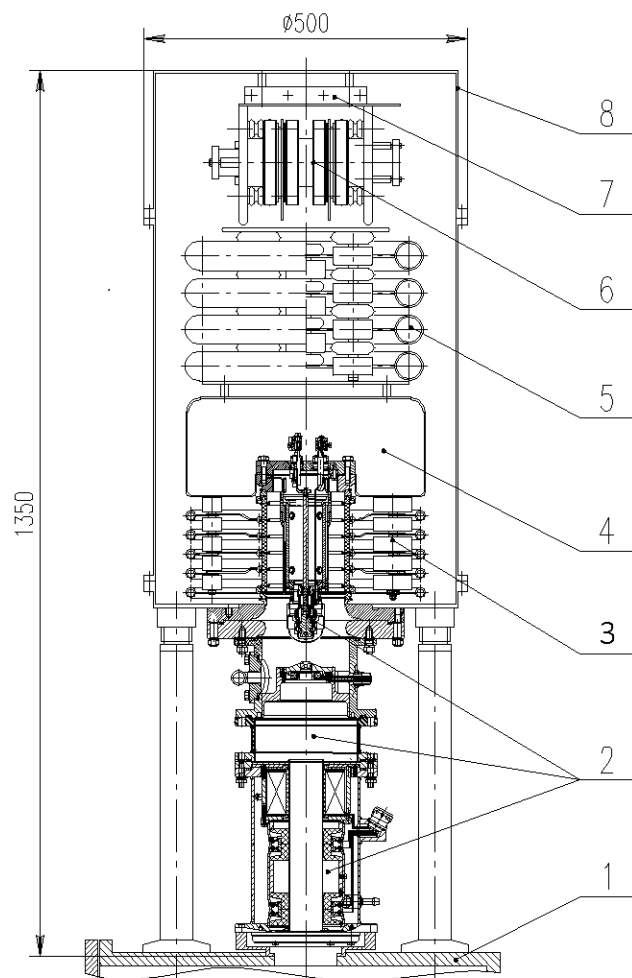


Рисунок 1 – Компоновка моноблока:

- 1 – вакуумная камера,
- 2 – электронная пушка с электронно-оптической колонной,
- 3 – блок делителя напряжения,
- 4 – бак электроники накала катода и управления током электронного пучка,
- 5 – умножитель напряжения,
- 6 – трансформатор входной 30 кВ,
- 7 – радиатор водяного охлаждения,
- 8 – корпус моноблока.

Электронная пушка и электронно-оптическая колонна (рис.1, поз.2) аналогичны представленной в [7] электронной пушке и электронно-оптической колонне, а в нашем проекте имеют более высокую энергию пучка электронов до 120 кэВ.

Электроника питания накала катода и управления током катода (рис. 1, поз. 4), находящаяся под потенциалом ускоряющего напряжения электронной пушки в 120 кэВ, является достаточно сложным и дорогим компонентом электронного источника.

Спроектирован, изготовлен и испытан компактный источник электронного пучка в виде моноблока в трех вариантах схемы подогрева катода и электроники управления пучком:

- с лазерным подогревом катода с его эмиссионной стороны;
- с передачей электропитания электроники управления пучком и накала катода через разделительные конденсаторы;

- с передачей электропитания электроники управления пучком и накала катода через разделительный трансформатор.

Вариант источника с лазерным подогревом эмиссионной поверхности катода на испытаниях работал достаточно надежно [8]. Расчет электронно-оптической системы прототипа моноблока с лазерным подогревом катода опубликован в [9]. Регулировка и стабилизация тока катода осуществляется посредством управления мощностью лазерного луча [10]. Получен электронный ток источника до 70 мА с энергией 90 кэВ.

Второй вариант источника с передачей электропитания электроники управления пучком и накала катода через разделительные конденсаторы на испытаниях работал не надежно. Разделительные конденсаторы часто пробивались при работе в режимах, не превышающих их рабочие параметры. После пробоев изменялись их физические свойства и начинали работать как варисторы. Поэтому работы продолжатся при появлении на рынке конденсаторов с более высокими техническими параметрами, чем имеющиеся в настоящее время.

Третий вариант источника с передачей электропитания электроники управления пучком и накала катода с помощью двух последовательно включенных разделительных тороидальных трансформатора. Магнитопровод каждого трансформатора представляет собой кольцо из аморфного железа, на котором намотаны две обмотки (рис. 2). Обмотки одинаковые, намотаны в два провода. Напряжение изоляции проводов каждой из обмоток – 30 кВ. Таким образом первичная и вторичная обмотки могут быть разнесены на 60 кВ. Два последовательно включенных трансформатора позволяют разнести потенциалы первичной и вторичной обмоток на 120 кВ. Размер этих трансформаторов значительно больше чем размер специально разработанных трансформаторов. Однако, трансформаторы устанавливаются в таком месте, что дополнительный объем не потребовался. Электрическая прочность обеспечивается за счет высоковольтной изоляции проводов.

Система обеспечивает надежную передачу мощности до 300 Вт для накала и питания прикатодной электроники.

Получен ток накала катода до 95 А и ток источника до 80 мА с энергией 90 кэВ при передаче электропитания электроники управления пучком и накала катода через разделительный трансформатор. Измеренная ширина профиля пучка на его полувысоте на расстоянии от среза электронно-оптической колонны 500 мм не более 0,9 мм.

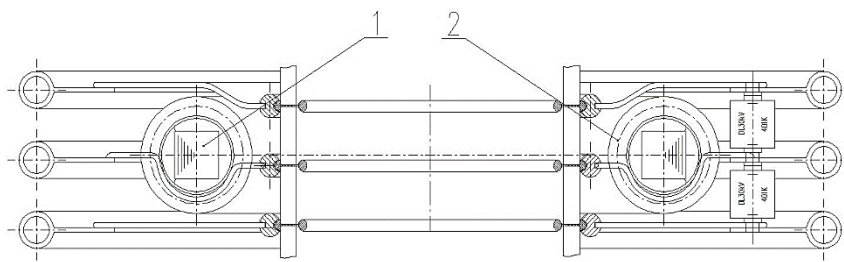


Рисунок 2 – Поперечное сечение одного из двух трансформаторов и его размещение в блоке делителя моноблока:

1 – магнитопровод, 2 – обмотка из провода с высоковольтной изоляцией

Надо отметить следующую особенность. Магнитопроводы трансформаторов охватывают лучепровод. То есть ток сварки проходит сквозь кольца трансформаторов. Таким образом, на сварочный пучок воздействует не только постоянное напряжение 120 кВ, но и переменное напряжение, наведенное от трансформаторов. Это напряжение невелико – около 7 В, и при правильной коммутации обмоток поля двух трансформаторов компенсируют друг друга. Какого-то влияния на сварочный ток не было замечено.

Высоковольтная часть источника ускоряющего напряжения электронной пушки реализована в виде комбинации относительно низковольтного трансформатора (рис.1, поз.6) и умножителя напряжения на основе двухполупериодного шестикратного умножителя напряжения вторичных обмоток силового трансформатора (рис. 1, поз. 5). Рабочая частота 25 кГц позволяет уменьшить габариты конструкции, повысить качество регулирования и стабильность выходного напряжения. Небольшая выходная емкость (4.4 нФ) и быстрая реакция источника на управляющие сигналы дают возможность избежать повреждения свариваемых изделий в процессе сварки при нештатном повышении тока луча, например, при пробое промежутка управляющий электрод – катод. Объем корпуса моноблока с высоковольтными элементами заполняется диэлектрической силиконовой трансформаторной жидкостью «СОФЭКСИЛ ТСЖ» и поддавливается элегазом для повышения электростатической прочности конструкции.

Обсуждение результатов исследования

Таблица 1 представляет сравнение массогабаритных параметров источника электронного пучка, представленного в [3], и моноблока. Таблица показывает, что массогабаритные параметры моноблока выглядят намного предпочтительнее, имея ввиду что:

- у моноблока энергия электронов источника в два раза выше, чем у источника с обычной компоновкой 60 кэВ;

- с повышением энергии электронов пучка объем, масса и занимаемая площадь источника возрастают пропорционально кубу отношения энергий электронов пучка.

Таблица 1 – Сравнительная таблица массогабаритных параметров источника электронного пучка, представленного в [3], и моноблока

№ п/п	Название параметра	Обычная компоновка [3]	Моноблок	Отношение параметров, $R_{\text{моно}} / R_{\text{обычн}}$
1.	Энергия электронов, кэВ	60	120 (по проекту)	2
2.	Мощность пучка, кВт	30	12 (по проекту)	0,4
3.	Масса, кг	710	345	0,486
4.	Объем, м ³	0,8	0,3	0,375
5.	Занимаемая площадь, м ²	0,8	0,2	0,25
6.	Удельный показатель масса/мощность, кг/кВт	23,7	28,75	1,2
7.	Удельный показатель объем/мощность, м ³ /кВт	0,027	0,025	0,93
8.	Удельный показатель (занимаемая площадь/мощность), м ² /кВт	0,027	0,017	0.63

Заключение

Измерены основные параметры компактного источника пучка электронов:

- ток источника до 70 мА с энергией 90 кэВ при лазерном подогреве катода [8];
- ток накала катода до 95 А и ток источника до 80 мА с энергией 90 кэВ при передаче электропитания электроники управления пучком и накала катода через разделительный трансформатор;
- ширина профиля пучка на его полувысоте на расстоянии от среза электронно-оптической колонны 500 мм не более 0.9 мм;
- приведена сравнительная таблица массогабаритных параметров источника электронного пучка в виде моноблока и источника электронного электронного пучка обычной компоновки.

Полученные результаты показывают, что компоновка источника электронного пучка в виде моноблока позволяют расширить возможности применения представляемого типа источников электронного пучка в разнообразных областях деятельности человека.

Литература

- [1] Михальченков А. В. Электронно-лучевая сварка. Преимущества и недостатки / А.В. Михальченков, Р.Ш. Цыплаков // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. – 2017. – Т. 1. С. 412–414. (Mikhalchenkov A. V., Tsyplakov R. Sh. / Electron beam welding. Advantages and disadvantages / A.V. Mikhalchenkov, R.Sh. Tsyplakov // Actual problems of aviation and astronautics. – 2017. – Vol. 1. P. 412–414).
- [2] Львов В.А. Электронно-лучевая сварка крупногабаритных изделий ракетостроения на современном уровне / В.А. Львов // Материалы XXIII Международной научно-практической конф. «Решетневские чтения». (Красноярск, 11–15 ноября 2019 г.). – Красноярск, 2019. – С. 260–261.
- [3] Logachev P.V. Some structural and mineralogical peculiarities of quenching liquids obtained by melting of mantle ultrabasite xenoliths and mafic volcanics by an electron beam / P.V. Logachev, Y.I. Semenov // Doklady Earth Sciences. – 2018. – Vol. 481, is. No 2. – P. 1095–1098.
- [4] Ancharov A.I. Studying the Possibility of Obtaining High-Temperature Composites via Mechanochemical and Electron-Beam Treatment / A.I. Ancharov, S.V. Vosmerikov // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2018. – Vol. 82, is. No 7. – P. 877–879.
- [5] Ancharov A.I. Possibility of application of hafnium and tantalum carbides as materials for additive manufacturing / A.I. Ancharov., Grigoryeva T.F. // The International Seminar on Interdisciplinary Problems in Additive Technologies “Problems of materials science in additive technologies”: abstracts. (Tomsk, 6–9 December 2016). – Tomsk, 2016. – P. 2.
- [6] Анчаров А.И. Исследование механокомпозитов нитрида бора с вольфрамом и с молибденом в качестве материалов в электронно-лучевых и лазерных аддитивных технологиях / А.И. Анчаров, Т.Ф. Григорьева // Известия РАН. Серия физическая. – 2019. – Т. 83, № 6. – С. 842–844. (Ancharov A.I. Study of mechanocomposites of boron nitride with tungsten and molybdenum as materials in electron-beam and laser additive technologies / A.I. Ancharov, T.F. Grigoryeva // Izvestiya RAN. Physical series. – 2019. – Vol. 83, is. 6. – P. 842–844).
- [7] Semenov Yu.I. 60 keV 30 kW electron beam facility for electron beam technology / Yu.I. Semenov, V.E. Akimov // Proc. EPAC 2008 (Genoa, 23–27 June 2008). – Genoa, 2008. – P. 1887–1889.
- [8] Семенов Ю.И. Компактный источник электронного пучка для установок электронно-лучевой сварки с расположением электронной пушки и источника высоковольтного напряжения в едином моноблоке. Концепция и стендовые испытания прототипа моноблока / Ю.И. Семенов, Д.Ю. Болховитянов // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: техника и технологии. – 2022. – Т. 15. № 6. – С. 712–724. (Semenov Yu.I. Compact source of electron beam for facility of electron-beam welding with the location of the electron gun and the source of high voltage in a single monoblock. Concept and bench tests of the monoblock prototype / Yu.I. Semenov, D.Yu. Bolkhovityanov // Journal of the Siberian Federal University. Series: technique and technology. – 2022. – Vol. 15, is. 6. – P. 712–724.
- [9] Алякринский О.Н. Разработка источника электронов на энергию 120 кэВ для электронно-лучевой сварки / О.Н. Алякринский, Т.А. Девятайкина // Электронно-лучевая сварка и смежные технологии: Материалы IV международной конф. (Москва, 16 – 19 ноября 2021 г.). – Москва, 2021. – С. 341–348.
- [10] Косачев М.Ю. Управление током электронно-лучевой сварки посредством регулирования мощности лазера подогрева катода / М.Ю. Косачев, Э.А. Купер // Электронно-лучевые технологии КЭЛТ–2019. Конференция с международным участием «Электронно-лучевые технологии» (Черноголовка, 30 сентября – 3 октября 2019 г.). – 2019. – С. 144.

УДК 621.791.927

Интеграция системы стабилизации температуры наплаваемого слоя в систему управления электронно-лучевой технологической установки*

Гапонова Д.А.¹, Щербаков А.В.¹, Слива А.П.¹, Гончаров А.Л.¹,
Родякина Р.В.¹

¹ ФГБОУ ВО «Национальный исследовательский университет «МЭИ»,
г. Москва, Российская Федерация

Аннотация. Показана перспективность применения систем с обратной связью для стабилизации температуры наплаваемого слоя при управлении процессами аддитивного формообразования металлических изделий с подачей сырьевого материала в виде проволоки. Описана функциональная схема разработанного в НИУ «МЭИ» способа стабилизации температуры, основанного на применении пирометра в качестве датчика обратной связи и программного ПИД-регулятора, реализованного на базе микроконтроллера. Приведены результаты экспериментальных исследований применения разработанного регулятора и проведен их анализ. Выделены основные научно-технические задачи, которые необходимо решить для обеспечения эксплуатации системы в составе типового электронно-лучевого технологического комплекса и предложены способы их решения.

Ключевые слова: электронно-лучевая наплавка, аддитивные технологии, стабилизация температуры, обратная связь, локальный регулятор, система управления

Abstract. The prospects of using feedback systems based on the temperature stabilization of the deposited layer to control wire processes in the additive production of metal products are shown. The functional diagram of the developed temperature stabilization method, based on the use of a pyrometer as a feedback sensor and a software PID controller implemented on a microcontroller, is described. The results of experimental studies of the use of the developed regulator are presented and their analysis is carried out. The main scientific and technical problems that need to be solved to ensure the operation of the system as part of a standard electron beam technological complex are identified and methods for solving them are proposed.

Keywords: electron-beam deposition, additive technologies, temperature stabilization, feedback, local regulator, control system

Введение

В настоящее время технологии аддитивного производства изделий из металлических материалов интенсивно развиваются и применяются

* Экспериментальные исследования выполнены в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания № FSWF-2023-0016; разработка программных и аппаратных решений регулятора температуры выполнены за счет средств Стипендии Президента Российской Федерации СП-2918.2021.1.

для «быстрого» прототипирования, но и для решения производственных задач [1]. Одним из перспективных способов трехмерной печати металлических изделий является применение электронно-лучевой послойной наплавки с подачей сырьевого материала в виде проволоки в область действия луча [2].

Известно, что данная технология совмещает в себе такие преимущества, как высокая скорость выращивания изделий (до 20 кг/ч [3, 4]) и низкая стоимость сырьевого материала. Однако, к существующим недостаткам процесса относится достаточно низкое пространственное разрешение печати (припуск на механическую обработку обычно составляет 2–3 мм), а также трудоемкость обеспечения воспроизводимости физико-механических свойств и поперечных размеров наплавляемого слоя. Последний недостаток возникает из-за изменения условий теплообмена при формировании слоев и в связи с влиянием зон повторного нагрева. На сегодняшний день для обеспечения повторяемости режима наплавки применяют метод выдерживания паузы перед наплавкой следующего слоя [5] или различные методы предиктивного моделирования для последующей коррекции мощности и скорости наплавки [6, 7].

В НИУ «МЭИ» разработан способ обеспечения воспроизводимости параметров процесса наплавки, основанный на применении обратной связи по температуре, измеряемой непосредственно на поверхности формируемого слоя [8]. В соответствии с данным способом для поддержания постоянной температуры наплавляемого слоя корректируется вводимая мощность электронного луча при неизменной скорости наплавки и скорости подачи материала. Для адаптации данного способа к решению производственных задач для широкой номенклатуры изделий необходима интеграция разработанного регулятора в систему управления установкой и выработка принципов задания его входных величин.

Методика решения проблемы

Для иллюстрации разработанного способа управления на рисунке 1 приведена функциональная схема его реализации на промышленной электронно-лучевой установке ЭЛА-15И.

Для управления тепловой мощностью, вводимой в жидкую ванну ЖВ, необходимо регулировать ток луча $I_{\text{л}}$, что реализуется изменением напряжения смещения $U_{\text{см}}$ электронной пушки ЭП. Луч L проходит через линзу и магнитную отклоняющую систему пушки, которая обеспечивает технологическую пространственную развертку P в виде окружности для получения требуемых размеров пятна нагрева. При наплавке изделие

вращается в направлении угла α , и опускается в направлении оси Z , а в область жидкой ванны подается проволока.

В разработанном устройстве в качестве датчика обратной связи применяется пирометр П (Raytek Marathon MR1SACF), а сам регулятор реализует адаптивный алгоритм управления. С выхода пирометра снимается сигнал температуры $T_{изм}$, который поступает в систему управления.

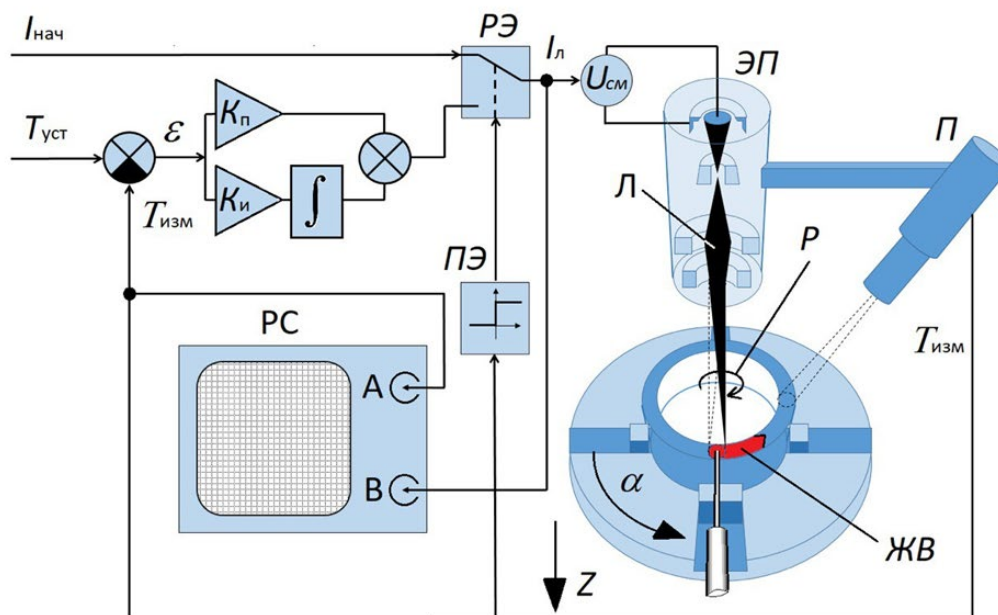


Рисунок 1 – Функциональная схема реализации способа стабилизации температуры наплавленного слоя, разработанного в НИУ «МЭИ»

Система управления строится в виде локального регулятора на базе микроконтроллера, на вход которого подается начальная величина тока луча $I_{нач}$ и уставка температуры $T_{уст}$. Переход регулятора от разомкнутого режима задания тока луча к замкнутому режиму стабилизации температуры слоя по рассогласованию ε , происходит по сигналу порогового элемента ПЭ, осуществляющего логическое переключение релейного элемента РЭ. Настройки обоих элементов задаются в программе микроконтроллера. В прототипе регулятора применяется ПИ-закон управления с задаваемыми пропорциональным (K_p) и интегральным (K_i) коэффициентами.

Для детального раскрытия особенностей работы регулятора на рисунке 2 приведены типичные для данного процесса временные зависимости тока луча и температуры.

На этапе 1 система работает в разомкнутом режиме и генерирует сигнал тока луча I_l равный по величине $I_{нач}$ (в рассматриваемом случае – $I_{нач} = 25$ мА).

После достижения температурой некоторого значения, задаваемого программой (это значение не может быть ниже минимальной регистрируемой пирометром температурой, составляющей 600°C), регулятор переходит к режиму стабилизации по сигналу обратной связи. Как правило, требуемая температура задается большей, чем температура перехода к режиму стабилизации, поэтому ПИ-регулятор начинает увеличивать ток луча. Этот процесс может приводить к перерегулированию и чрезмерному увеличению температуры ванны, так как измерение температуры происходит позади нее, то есть с транспортной задержкой. Поэтому, в программе микроконтроллера на увеличение тока наложено ограничение (по максимальному приращению на один временной такт вычисления управляющего сигнала. Такой режим на рис. 2 соответствует этапу 2.

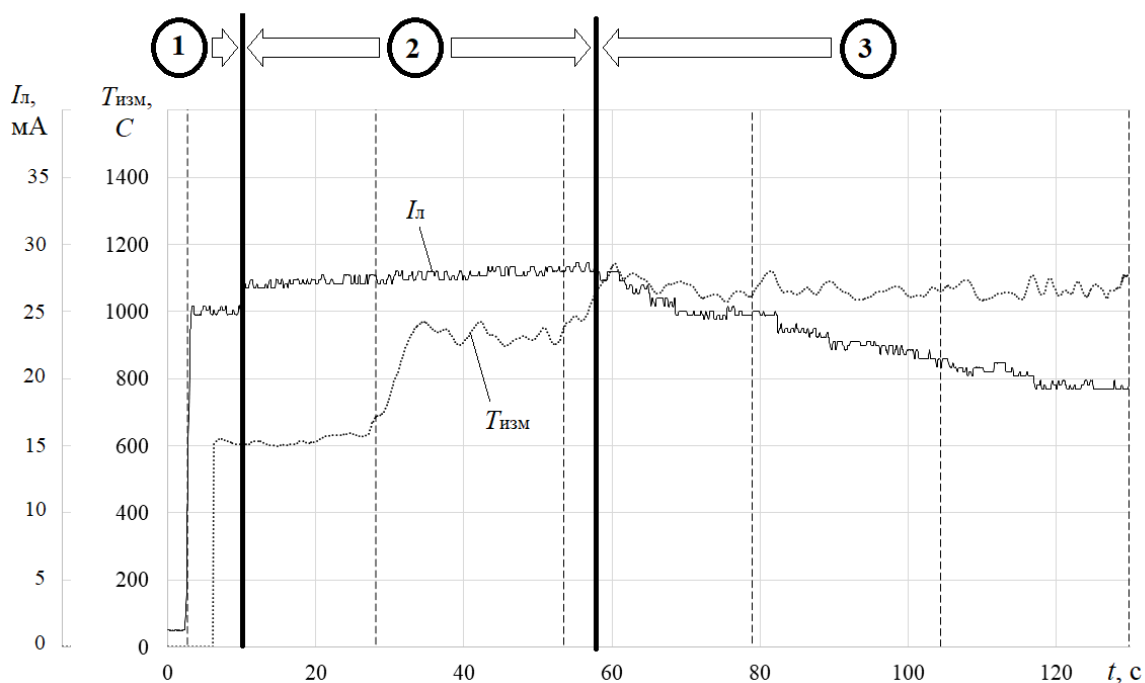


Рисунок 2 – Экспериментально полученные оциллограммы тока луча и температуры слоя: 1 – разомкнутое управление, 2 – замкнутое управление с ограничением приращения тока луча, 3 – замкнутое управление со снижением тока

И, наконец, на третьем этапе происходит снижение тока для стабилизации температуры слоя. Единственным ограничением для этого этапа будет возможное достижение минимального тока луча, при котором еще возможно плавление проволоки. В случае, если это значение достигнуто, ток не может быть снижен из-за вероятности неполного плавления сырьевого материала, и температура слоя может начать неконтролируемо расти.

Исследованные особенности работы регулятора позволили сформулировать требования для его интеграции в систему управления установкой.

Как правило, для управления перемещениями рабочих органов применяют системы числового программного управления. Данные системы могут быть реализованы как на базе промышленных компьютеров под управлением стандартных операционных систем (Windows, Linux и т.д.), так и на базе аппаратных ЧПУ-контроллеров реального времени. В обоих случаях необходима синхронизация работы предлагаемого регулятора со всей системой, то есть реализация канала управления током луча по сигналу температуры в виде дополнительного «инструмента» ЧПУ. В таком случае начальный ток луча и требуемая температура слоя должны задаваться в виде команд G-кода так же, как и скорости и координаты перемещения рабочих органов.

Определение начального тока целесообразно выполнять экспериментальным путем на этапе настройки системы при наплавке единичных валиков или многослойных конструкций простой формы. Длина сварочной ванны будет зависеть от скорости наплавки, вводимой мощности и теплофизических свойств материала, поэтому точку измерения температуры и ее значение целесообразно выставлять также на основе экспериментальных исследований. При слишком близком расположении пирометра к области действия луча температура валика будет изменяться незначительно, так как влияние зон повторного нагрева в этой точке не играет столь существенной роли, как на некотором расстоянии от области действия луча. Располагая пирометр на некотором расстоянии от точки воздействия пучка, например, в хвосте ванны, тепловой поток от нижних слоев будет выше, причем чем массивнее деталь, тем важнее учитывать тепловой поток во избежание прерывания процесса из-за нарушения геометрии изделия.

Минимальное требуемое для плавления проволоки значение тока будет являться ограничением «глубины» регулирования. Было экспериментально установлено, что для исключения выхода системы из режима стабилизации по указанной причине необходимо увеличение значения стабилизируемой температуры и предварительный нагрев подложки электронным лучом (если последнее не будет приводить к отклонению свойств материала от заданных).

Таким образом, для интегрирования регулятора температуры слоя в структуру системы числового программного управления установкой помимо значений начального тока $I_{нач}$ и стабилизируемой температуры слоя $T_{уст}$ необходимо также задавать минимальный ток луча и начальную температуру, при которой регулятор будет переходить в режим стабилизации.

Заключение

1. Раскрыты основные особенности применения разработанного в НИУ «МЭИ» регулятора температуры наплавляемого слоя, и показана необходимость задания не только основных параметров регулирования (тока луча и стабилизируемой температуры), но также и начальной температуры для перехода к режиму стабилизации и минимального тока плавления присадочного материала, – в виде команд программы управления системы ЧПУ установки (например, G-кода).

2. Результаты проведенных экспериментальных исследований показали, что при приближении точки измерения температуры к области действия луча снижается регистрируемое отклонение температуры, обусловленное влиянием зон повторного нагрева, а при удалении повышается транспортная задержка при регулировании.

3. Показано, что для обеспечения достаточного для стабилизации температуры диапазона регулирования тока луча целесообразно повышать величину стабилизируемой температуры и начальную температуру, а также осуществлять предварительный подогрев подложки электронным лучом, если это не приводит к нежелательным изменениям структуры и свойств материала изделия.

Литература

1. Гибсон Я., Розен Д., Стакер Б., Технологии аддитивного производства. Трехмерная печать, быстрое прототипирование и прямое цифровое производство М: ТЕХНОСФЕРА, 2016. – 656 с.
2. Pixner, F., Warchomicka, F., Peter, P., Steuwer, A., Colliander, M.H., Pederson, R., Enzinger, N. Wire-Based Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V Using Electron Beam Technique // *Materials* 2020, 13, 3310; doi:10.3390/ma13153310
3. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding [et al] // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – № 81 (1-4). – P. 465–481.
4. <https://www.sciaky.com/images/pdfs/product-sheets/Sciaky-EBAM-Technology.pdf>
5. Montevecchi, F., Venturini, G., Grossi, N., Scippa, A., Campatelli, G. Idle time selection for wire-arc additive manufacturing: A finite element-based technique // *Additive Manufacturing*, 21, 2018. Pp. 479–486.
6. Ding, D.; Pan, Z.; Cuiuri, D.; Li, H. A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM). *Robot. Comput. Integr. Manuf.* 2015, 31, 101–110, doi:10.1016/j.rcim.2014.08.008.
7. Donghong Ding, Zengxi (Stephen) Pan, Dominic Cuiuri, Huijun Li. A tool-path generation strategy for wire and arc additive manufacturing // *Int J Adv Manuf Technol* (2014) 73:173–183. DOI 10.1007/s00170-014-5808-5
8. Д.А. Гапонова, А.В. Щербаков, А.П. Слива, А.В. Гуденко, Р.В. Родякина, Е.В. Терентьев, А.Л. Гончаров, В.К. Драгунов Разработка системы стабилизации температуры формируемого слоя для процесса электронно-лучевого аддитивного формообразования // *Сварочное производство*. 2022. № 10. С. 31–42.

Раздел 5.

Сварочное материаловедение. Контроль и диагностика сварных соединений

УДК 620.17

Исследование механических свойств конструкций с высокой степенью неоднородности*

Жгут Д.А.¹, Терентьев Е.В.¹, Пацуков В.В.², Марченков А.Ю.¹,
Гуденко А.В.¹, Бородавкина К.Т.¹, Панькина А.А.¹

¹ Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Национальный исследовательский университет "МЭИ",
Москва, Россия

² ПАО «Яковлев», Москва, Россия

Аннотация. Изучено влияние эффекта Баушингера на прочностные свойства механически неоднородных сварных конструкций с мягкой прослойкой. Исследуемые образцы были изготовлены из двух пластин аустенитной стали 12X18H10T, соединенных между собой через низкоуглеродистую ферритную вставку с помощью электронно-лучевой сварки. На основе экспериментальных данных была создана и успешно верифицирована модель, в которой реализуется эффект контактного упрочнения. Показано, что в образцах компактного сечения с относительной толщиной мягкой прослойки (МП) менее 0,1 достигается равнопрочность исследуемого механически неоднородного образца. На втором этапе моделирования конечно-элементная (КЭ) модель была построена таким образом, чтобы симитировать проявление эффекта Баушингера на периферии МП в исследуемом образце. Появление малых пластических деформаций сжатия в мягкой прослойке (МП^{деф}) после термообработки привело к снижению прочности образцов с относительной толщиной МП $0,2 < \chi_{мп} < 0,5$.

Ключевые слова: разнородная сварка, мягкая прослойка, механические свойства, эффект контактного упрочнения, масштабный эффект, эффект Баушингера.

Abstract. The influence of the Bauschinger effect on the strength of mechanically inhomogeneous welded structures with a soft interlayer has been studied. The investigated welded samples were made of two 12Kh18N10T austenitic steel plates and a low-carbon ferritic insert connected between them by two dissimilar welded joints performed by electron beam welding. Based on experimental data, a finite element (FE) model was built and successfully verified in which the constraint effect was realized. It has been shown that in specimens of a compact cross-section with a relative thickness of the soft interlayer (SZ) less than 0.1, equal strength of the mechanically inhomogeneous specimens under study was achieved. At the second stage of FE modeling, the model was reconstructed to simulate the manifestation of the Bauschinger effect at the periphery of the SZ in the studied specimens. The appearance of small plastic compressive strains in the soft interlayer (SZ^{def}) after heat treatment led to a decrease in the specimens strength with a SZ relative thickness of $0,2 < \chi_{sz} < 0,5$.

* Статья опубликована по результатам работ, выполненных в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00590, <https://rscf.ru/project/22-19-00590/>

Keywords: dissimilar welding, soft interlayer, mechanical properties, constraint effect, scale effect, Bauschinger effect.

Введение

Обеспечение безопасности и высокой надежности конструкций на этапе проектирования является одной из важнейших задач создания большинства промышленных объектов. За последние десятилетия в результате развития тепловой и атомной энергетики; химической, судостроительной и аэрокосмической промышленности по всему миру значительно увеличился масштаб производства и соответственно применение сварных элементов конструкций [1, 2]. Однако стоит отметить, что прочность сварных конструкций в некоторых случаях может быть ограничена механической неоднородностью материала сварных соединений [3]. Возникновение участков разупрочнения в зонах термического влияния или в самом металле шва сопровождается перераспределением упругих и упругопластических деформаций на этапе нагружения и способствует возникновению в них технологических и эксплуатационных повреждений [4]. Во избежание аварий и сопутствующих им последствий, в настоящее время множество работ посвящается изучению влияния геометрических параметров мягких прослоек на механические свойства сварных конструкций [5–7].

При исследовании процесса деформирования сварных образцов с мягкой прослойкой было замечено, что увеличение значений внешней нагрузки приводит к сдерживанию пластической деформации в мягкой зоне по контактными поверхностям более прочным металлом. Как результат, более мягкий участок будет претерпевать объемно напряженное состояние, способствующее проявлению эффекта контактного упрочнения в сварном соединении. Эффективное использование данного явления позволяет добиться увеличения прочности механически неоднородного сварного соединения до уровня показателей прочности основного металла конструкции [8, 9]. Экспериментальные исследования показали, что эффект контактного упрочнения (КУ) позволяет добиться равнопрочности в плоских механически неоднородных сварных соединениях при условии, что параметр относительной толщины МП не будет превышать пороговые значения 0,25 – Wallner et al. [10, 11] и 0,33 – Hochhauser и др. [12] соответственно. Когда речь идет о сварных соединениях с компактным сечением, то это пороговое значение уменьшается и не должно превышать 0,15 для того, чтобы эффект КУ был реализован в полной мере [13, 14].

В исследовании [15] было показано, что прочность механически неоднородных сварных образцов малого масштаба (3x3 мм) была на протяжении практически всего диапазона относительной толщины МП

выше на 10%, чем прочность идентичных образцов большего масштаба (10x10мм). Однако при разрыве образцов с относительной толщиной МП в диапазоне $0,2 < \chi_{мп} < 0,5$, увеличение прочности за счет масштабного фактора стало незначительным (0-1%). При анализе различных факторов, которые могут нивелировать влияние масштабного эффекта в рассматриваемых образцах, было выделено возможное влияние эффекта Баушингера. Этот эффект в теории может возникнуть в ферритной зоне МП рассматриваемой разнородной сварной конструкции из-за разных тепловых коэффициентов линейного расширения (ТКЛР) используемых материалов. В результате термического воздействия в ферритной вставке образуются сжимающие напряжения, а в соседнем материале с большим ТКЛР, то есть в аустенитной стали 12X18H10T – растягивающие. Остаточные напряжения в ферритной вставке, направленные поперечно деформации растяжения, могут достигать уровня предела текучести, так как разница в коэффициентах линейного расширения значительна, а толщина и прочностные свойства металла МП значительно меньше металла шва и аустенитной стали. То есть после всех технологических процессов металл мягкой прослойки вблизи линии сплавления может претерпеть малые пластические деформации, а при испытаниях растяжением в этих же зонах возникают растягивающие напряжения в поперечном направлении. Таким образом, создаются условия для проявления эффекта Баушингера в ограниченном объеме металла мягкой прослойки, которые впоследствии могут снизить ее прочностные свойства. Причем проявление данного эффекта в малогабаритных образцах будет значительнее, чем в крупногабаритных.

Поскольку данное предположение до сих пор не было подкреплено соответствующими исследованиями, которые могли бы подтвердить гипотезу количественно, в данной работе было принято решение использовать моделирование и данные экспериментов для исследования влияния эффекта Баушингера на степень реализации эффекта КУ в механически неоднородных сварных соединениях.

Методика проведения исследования

1. Экспериментальное исследование

Для экспериментального исследования характеристик прочности механически неоднородных сварных соединений, в которых реализуется эффект контактного упрочнения, было решено изготовить сварные конструкции, состоящие из аустенитной стали 12X18H10T (уровень твердости 161 *HV*) и промежуточной мягкой прослойки из низкоуглеродистой ферритной стали с твердостью 96 *HV*. Промежуточную вставку сваривали с основным металлом из аустенитной стали двумя швами с применением электронно-лучевой сварки.

Одной из главных задач подбора режимов сварки являлось получение сварных соединений с параллельной или близкой к ней формой стенок шва со стороны ферритной вставки (рисунок 1). Подбор режима осуществлялся экспериментально на пластинах толщиной 6 мм на электронно-лучевой установке с энергоблоком ЭЛА-40И с ускоряющим напряжением 60 кВ и максимальной мощностью электронного луча – 40 кВт. Регулируя параметры рабочего расстояния l , скорости сварки $V_{св}$, тока луча I , а также тока фокусировки I_f , в итоге были получены сварные швы с прямыми линиями сплавления с углом между ними около $1,5^\circ$, без учета вершины шва. Итоговый режим сварки пластин из аустенитной стали с ферритной вставкой представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Параметры режима электронно-лучевой сварки пластин из сталей 12X18H10T и ферритной вставки

Толщина образцов, мм	l , мм	$V_{св}$, мм/мин	I , мА	I_f , мА	d , мм	x , мм
6	155	1000	50	780	0,25	4

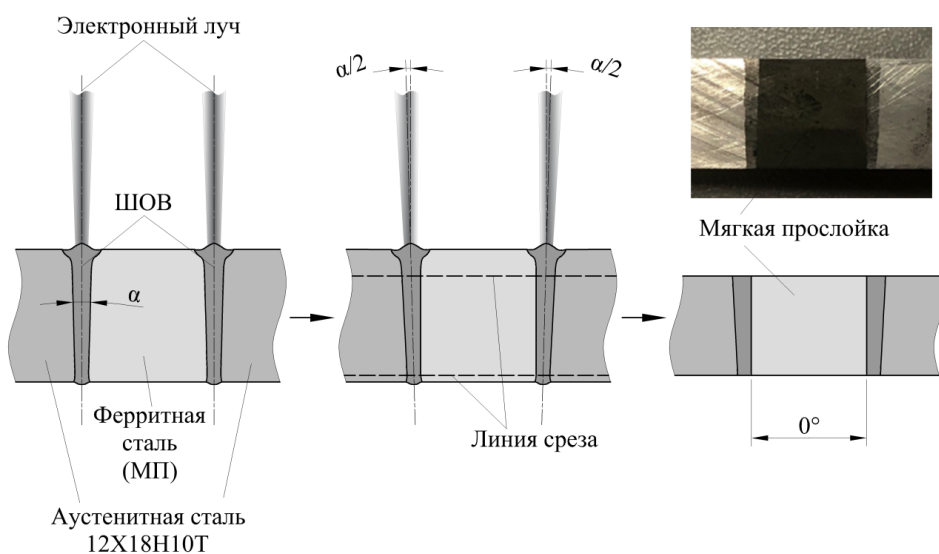


Рисунок 1 – Схема отклонения электронного луча для получения параллельных стенок мягкой прослойки

Контроль качества сварных соединений выполняли путем визуально-измерительного контроля и металлографических исследований на поперечных микрошлифах, которые изготавливали из начального и конечного участков каждого сварного соединения. При металлографическом анализе в околошовной зоне выявлены

закалочные структуры со стороны ферритной вставки из-за растворения при нагреве третичного цементита и последующего быстрого охлаждения.

Появление закалочных структур привело 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 течение двух часов. Данный режим термической обработки (ТО) позволил снизить твердость околошовной зоны до твердости металла ферритной вставки за счет распада закалочных структур (рисунок 2), и получить скачкообразное изменение механических свойств в поперечном сечении сварного соединения, что максимально приближает конфигурацию модели к реальной конструкции.

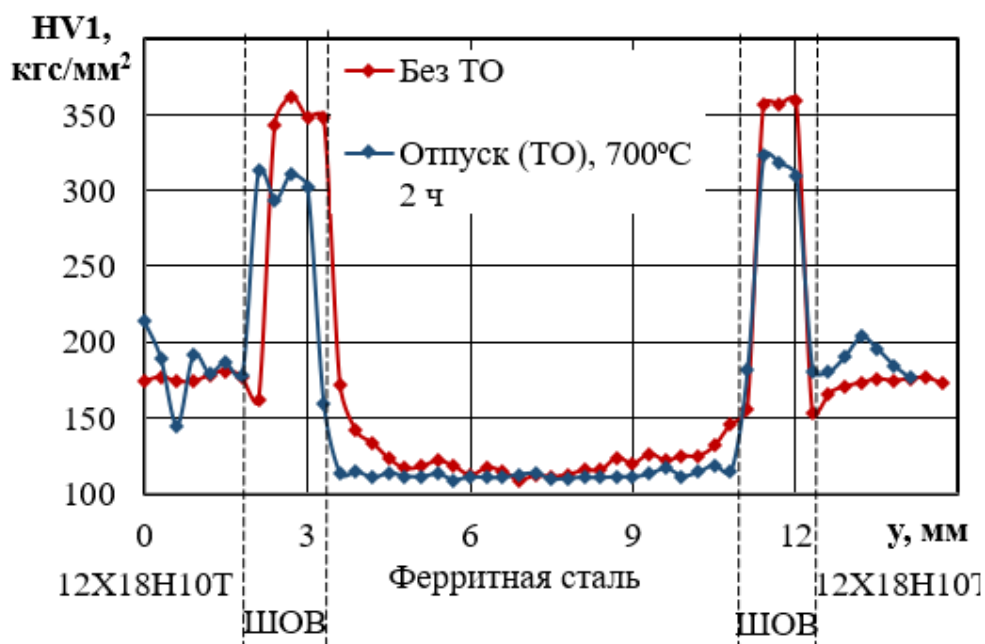


Рисунок 2 – Распределение твердости в сварной конструкции после сварки и отпуска

Всего было изготовлено 22 образца на растяжение с сечением рабочей части 3x3 мм, а толщина мягкой прослойки варьировалась от 0,3 до 7 мм. Испытания проводили на разрывной машине *Instron* 8801 со скоростью деформирования 2 мм/мин.

2. Моделирование эффекта КУ (этап 1)

Для моделирования эффекта КУ в программном комплексе *ANSYS Workbench* была создана геометрическая модель механически неоднородной конструкции максимально приближенная к экспериментальным образцам (рисунок 3). Образец имеет профиль формы квадрата со стороной 3 мм. Длина образца составляет 30 мм. Толщина твердой прослойки, имитирующей сварной шов – 1 мм. Толщина мягкой прослойки варьируется от 0,3 до 7 мм. Таким образом, объектами

исследования являются четыре модели с относительной толщиной мягкой прослойки $\chi_{МП} = 0,1; 0,33; 1; 2,33$.

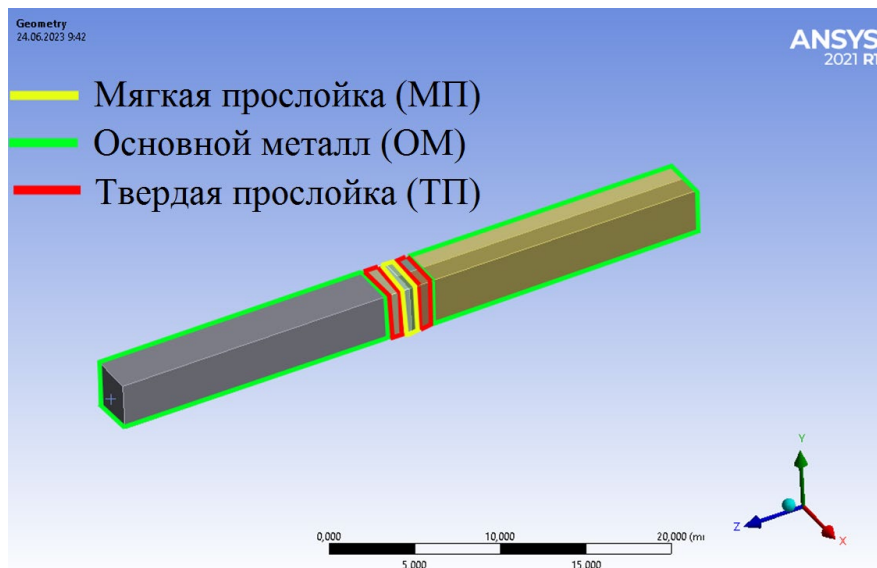


Рисунок 3 – Конструкция образца на первом этапе моделирования

Кривая деформирования для всех зон задавалась нелинейно в истинных координатах. Механические свойства зоны ОМ соответствуют стали 12Х18Н10Т, зоны ТП – свойствам сварных швов, полученных при ЭЛС, а зона МП – низкоуглеродистой ферритной вставке.

При создании конечноэлементной сетки были использованы стандартные глобальные параметры. Для достижения необходимых результатов для различных частей модели были применены свои настройки – наложение ограничений по размеру.

В первую очередь были наложены ограничения по габаритному размеру вдоль образца в рабочей зоне, обеспечив равномерность наложения сетки и приемлемый габаритный размер элементов, путем указания количества разбиений вдоль граней. По зонам основного материала были наложены ограничения на размер элементов таким образом, что характерный размер элементов вдоль образца увеличивается к зоне приложения нагрузки. Это было сделано для уменьшения количества узлов и элементов. Аппроксимация решения на элементах с приложенной нагрузкой не влияет на результаты исследуемой зоны объекта. Также были наложены ограничения по габаритному размеру поперек сечения образца в рабочей зоне. Сетка твердотельными линейными элементами типа *Hex8* была разбита на указанных участках следующим образом (рис. 4).

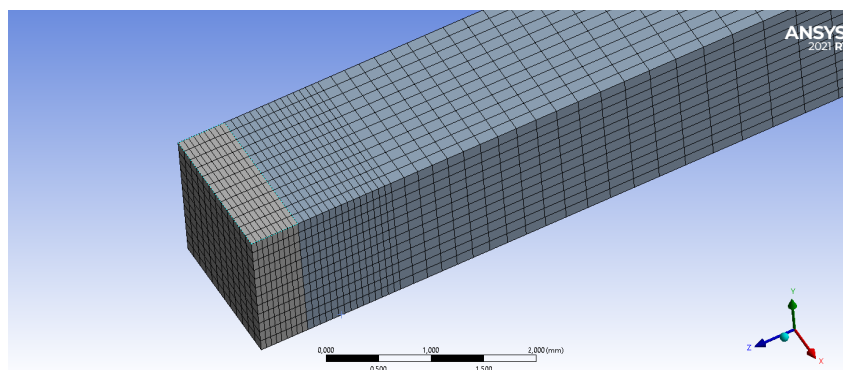


Рисунок 4 – Разбиение сетки конечно-элементной модели образца первого этапа

Для связки тел, имитирующих прослойки из различных материалов друг с другом, была задана контактная связь типа «склейка». Давление к свободному от закрепления концу образца было приложено для растяжения КЭ модели. Нагрузка была приложена поэтапно вплоть до 700 МПа с шагом 100 МПа. Далее был произведен нелинейный прочностной расчет для четырех моделей с различной толщиной МП при одинаковых условиях нагружения. Анализ распределения эквивалентных напряжений по Мизесу в каждой из зон модели был осуществлен для исследования влияния эффекта КУ на прочность механически неоднородной конструкции.

3. Моделирование эффекта Баушингера (этап 2)

Второй этап моделирования был осуществлен для исследования влияния эффекта Баушингера, который вероятно возникает в экспериментальных образцах, на эффект КУ. Модели второго этапа были созданы аналогично моделям из первого этапа. Единственным отличием является наличие еще одной прослойки «МП^{деф}», механические свойства которой были заданы идентично металлу МП, однако предел текучести был снижен на 15% для имитации проявления эффекта Баушингера в приграничном металле МП, прилегающем к ТП.

Таким образом, объектом исследования является структурно неоднородный металлический образец (рис. 5) для испытаний на растяжение, состоящий из следующей последовательности характерных зон – «ОМ – ТП – МП^{деф} – МП – МП^{деф} – ТП – ОМ». Образец имеет профиль формы квадрата со стороной 3 мм. Длина образца составляет 30 мм. Толщина твердой прослойки – 1 мм. Толщина МП^{деф} – 0,2 мм. Толщина МП варьируется: 6,6 мм, 2,6 мм, 0,6 мм.

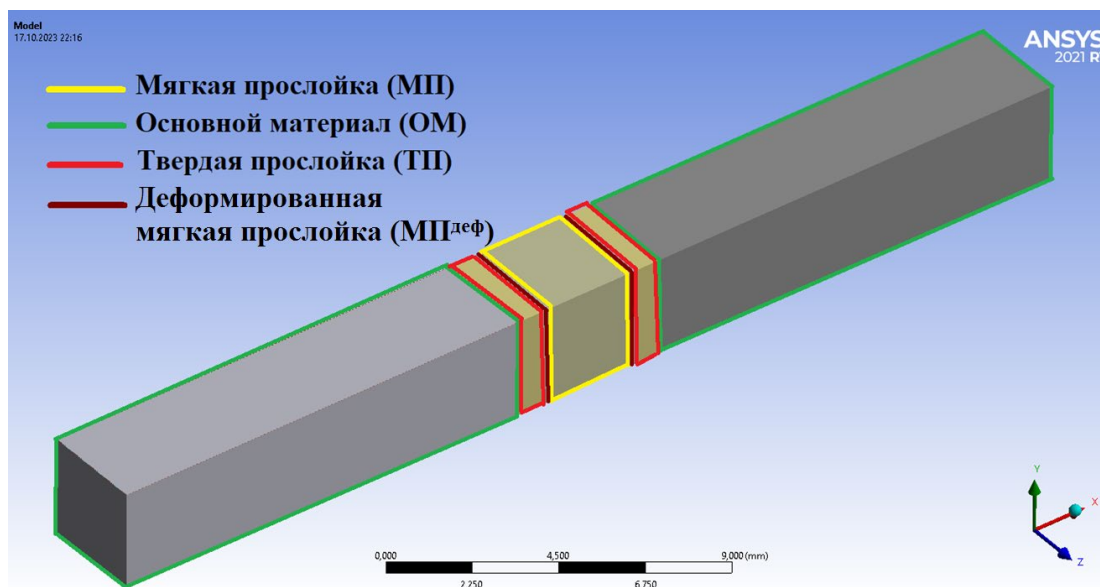


Рисунок 5 – Конструкция образца на втором этапе моделирования

При создании конечноэлементной сетки были использованы стандартные глобальные параметры, за исключением порядка элементов. Для получения адекватного напряженно-деформированного состояния (НДС) в крайне тонкой МП^{деф} были добавлены элементы второго порядка (типа *Hex 20*) с введением промежуточных узлов вместе с разбиением по толщине прослойки минимум на три элемента (рис. 6). Для достижения необходимых результатов для различных частей модели были применены свои настройки – наложение ограничений по размеру по аналогии с расчетными моделями первого этапа.

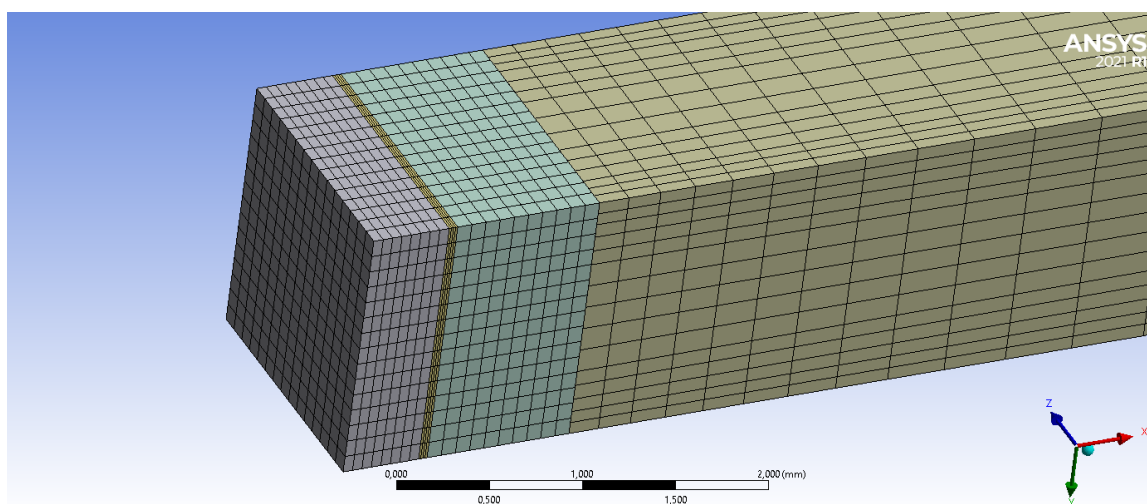


Рисунок 6 – Разбиение сетки конечноэлементной модели образца второго этапа

Контактная связь в модели была задана типа «склейка». Закреплением модели служат наложенные ранее связи симметрии. Для

нагружения модели образца было приложено давление к свободному от закрепления концу образца.

Результаты исследований и их обсуждение

В таблице 2 представлены результаты первого этапа моделирования.

Таблица 2 – Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в моделях с разной толщиной МП

Толщина МП, мм	Относительная толщина МП, $\chi_{МП}$	Напряжение, МПа	Максимальные напряжения по Мизесу в ТП σ_{max} , МПа	Максимальные напряжения по Мизесу в МП σ_{max} , МПа	Максимальные напряжения по Мизесу в МП σ_{max} , МПа	Место разрушения
7	2,33	200	200	200	200	МП
		300	1177	376	330	
		385	1199	450	428	
3	1	200	200	200	200	МП
		300	1192	394	333	
		400	1174	450	449	
1	0,33	200	200	200	200	МП
		300	816	236	306	
		440	1464	400	473	
		554	1757	450	~580	
0,3	0,1	200	200	200	202	МП-ТП
		300	671	236	316	
		440	1242	332	525	
		600	1655	402	~650	
		650	1742	418	~760	
		700	1806	435	~800	
		770	1900	450	~900	

Основываясь на результатах распределения эквивалентных напряжений в различных зонах КЭ моделей, можно заключить, что равнопрочность конструкции будет реализовываться при значениях относительной толщины МП около 0,1.

Для более детального анализа НДС конструкции при реализации эффекта КУ рассмотрели полную модель образца с толщиной МП равной 1 мм. Например, ниже на рисунке 7, а приведено перемещение узлов исследуемого образца с ($\chi_{МП} = 0,33$) на последнем этапе нагружения. Визуально сопоставив изменения формы смоделированного образца

и аналогичных экспериментальных образцов после испытаний на растяжение (рис. 7, б) можно заметить очевидное сходство.

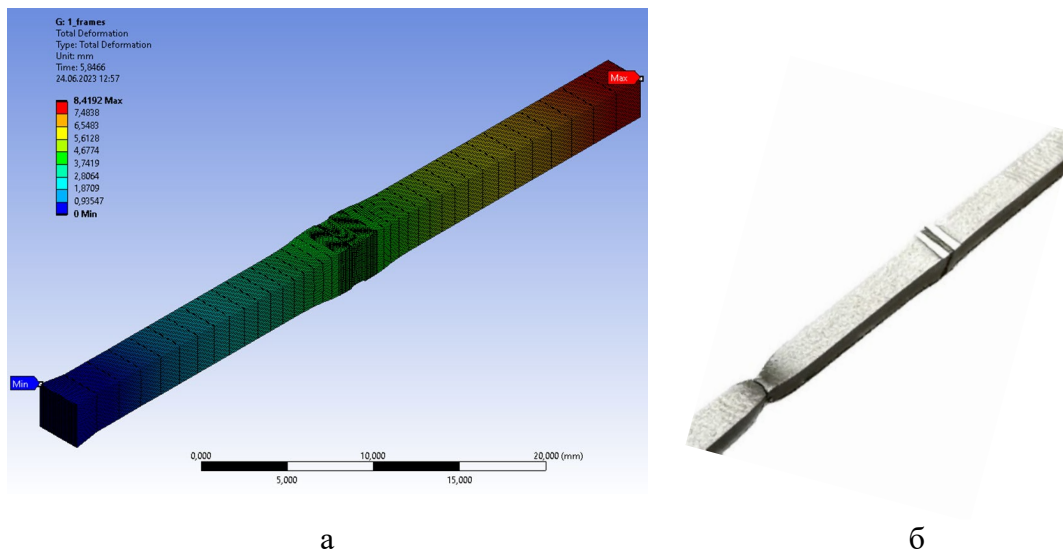


Рисунок 7 – Деформирование образца: а) расчетная модель образца; б) образец после испытания растяжением

Результаты распределения эквивалентных напряжений по Мизесу при поэтапном нагружении на примере модели с мягкой прослойкой толщиной 1 мм представлены на рисунке 8.

На рисунке 8 видно, что при моделировании растяжения данной конструкции максимальные эквивалентные напряжения возникают в зонах твердых прослоек, тогда как эквивалентные напряжения по Мизесу в МП будут минимальны. Также можно заметить, что на последних этапах нагружения эквивалентные напряжения по Мизесу достигнут 1900 МПа, что является временным сопротивлением металла ТП. Такое явление можно объяснить наличием концентраторов напряжений в зонах с резким изменением механических свойств материалов, особенно в углах поперечного сечения. В зонах возникновения концентраторов видны неравномерности градиента напряжений, что говорит о том, что рассмотрение НДС угловых точек сечения не является корректным. Поэтому более информативным подходом будет проведение анализа каждой зоны в отдельности, а именно рассмотрение направления и значения главных напряжений критических элементов, по результатам которого можно более основательно сделать вывод о месте разрушения.

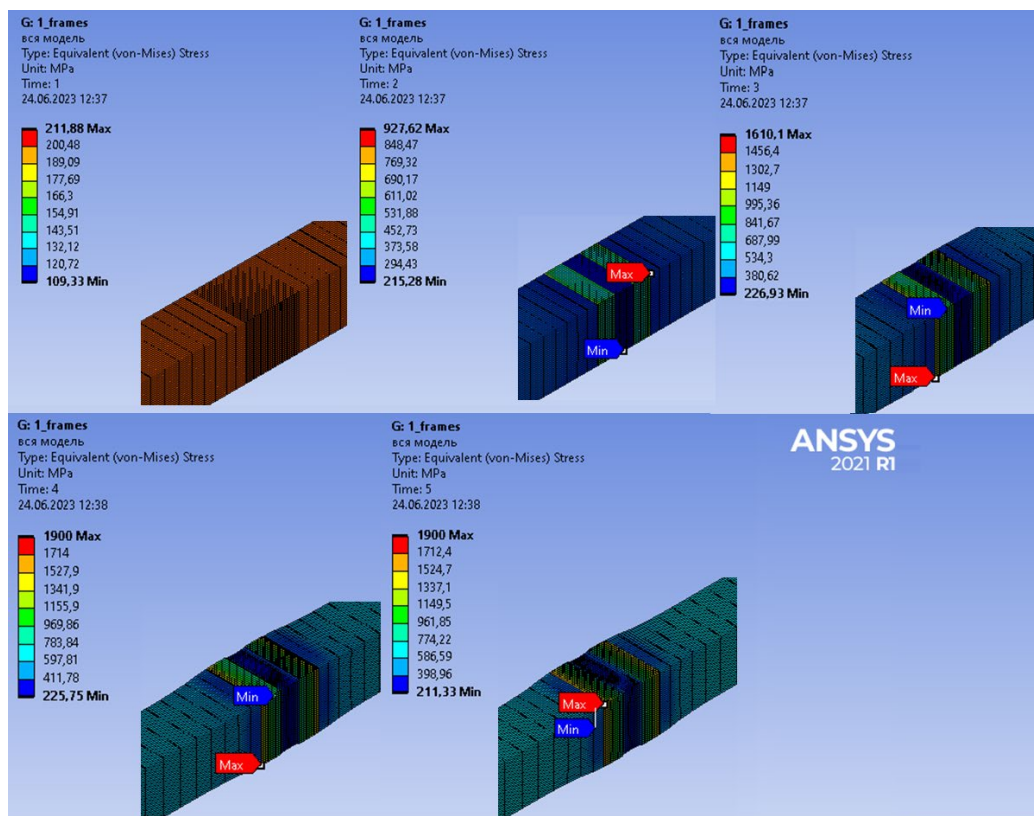


Рисунок 8 – Деформирование расчетной модели по шагам нагружения

Для начала рассмотрим распределение эквивалентных напряжений в ОМ на этапе нагружения предшествующем разрушению (рис. 9).

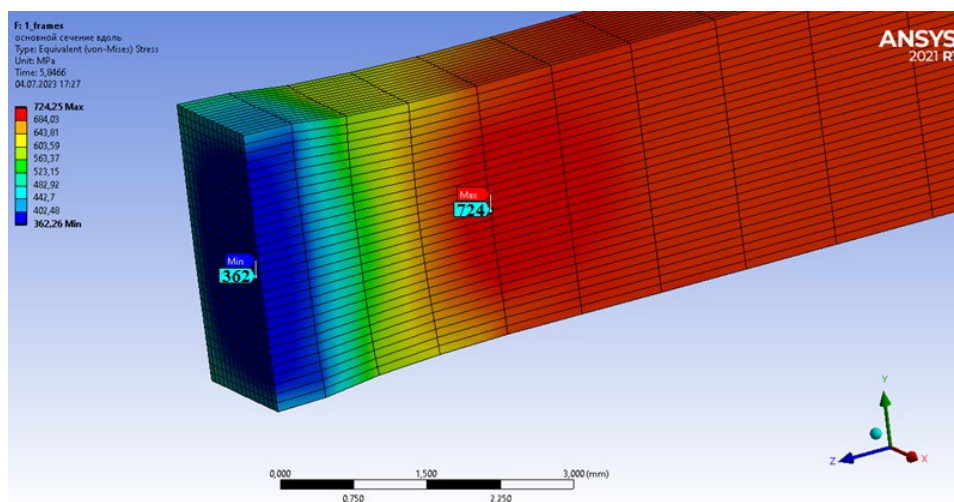


Рисунок 9 – Максимальные и минимальные эквивалентные по Мизесу напряжения в ОМ модели

На границе ОМ и ТП эквивалентные напряжения по Мизесу будут минимальны. В то время как по мере удаления от границы напряжения будут постепенно расти и на расстоянии примерно в 2 мм увеличатся до своего максимального значения – 724 МПа. Данное распределение

можно объяснить после проведения анализа главных напряжений рассматриваемых элементов. Дело в том, что чем ближе металл к границе, тем больше его напряженно-деформированное состояние походит на всестороннее растяжение, следовательно, значения эквивалентного напряжения в этой области будут минимальны. При удалении от границы с ТП металл все больше будет испытывать сжимающие напряжения σ_3 , тем самым напряжения по Мизесу будут постепенно увеличиваться согласно формуле (1).

$$\sigma_{Mises} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (1)$$

При этом эквивалентные напряжения все равно не будут превышать значение временного сопротивления металла ОМ, а следовательно металл разрушаться в данной зоне не будет.

Аналогично рассмотрим зону ТП. В данной зоне разрушение происходит также не будет, так как максимальные эквивалентные напряжения составляют 1508 МПа, что ниже значения временного сопротивления металла ТП, равного 1900 МПа (рис. 10).

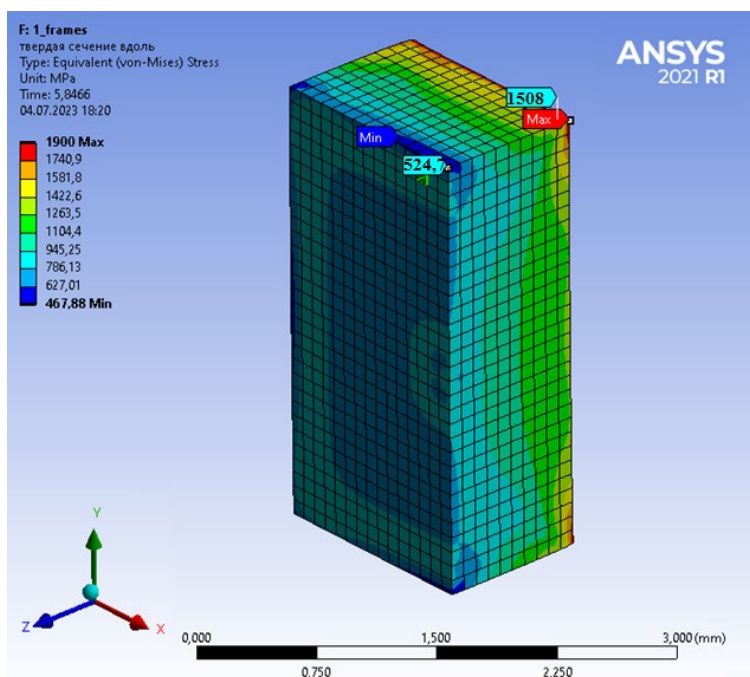


Рисунок 10 – Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в ТП

Со стороны ОМ металл ТП будет испытывать большие нагрузки, чем со стороны МП. Данное явление можно объяснить тем фактом, что сжимающие напряжения на границе с ОМ составляют $\sigma_3 = -1211$ МПа, а на границе с МП – всего $\sigma_3 = -12,7$ МПа. В то время как главные

напряжения первого порядка для элементов на границе ОМ составляют $\sigma_1 = 1411$ МПа, для элементов на границе с $\sigma_1 = 393$ МПа.

В зоне МП на рисунке 11 видно, что эквивалентные напряжения по Мизесу в данной части металла достигли своих предельных значений, а значит именно в этой части будет разрушаться конструкция. При этом напряжение разрушения конструкции, согласно результатам моделирования, равно 554 МПа, что значительно превышает значение временного сопротивления металла МП. Данное явление можно объяснить работой эффекта контактного упрочнения в металле МП. Визуально он представлен на рисунке 12, из которого следует, что элементы МП находятся в состоянии всестороннего растяжения. Таким образом, увеличивается несущая способность наименее прочной зоны за счет прилегающего более прочного металла ТП.

Однако в рассматриваемом случае контактное упрочнение реализуется не полностью, поскольку напряжение разрушения конструкции все же ниже, чем временное сопротивление основного металла. Поэтому можно сделать вывод, что эффект контактного упрочнения не позволяет достигнуть равнопрочности механически неоднородного изделия при условии, что относительная толщина МП будет равна или превышать $\chi_{МП} = 0,33$

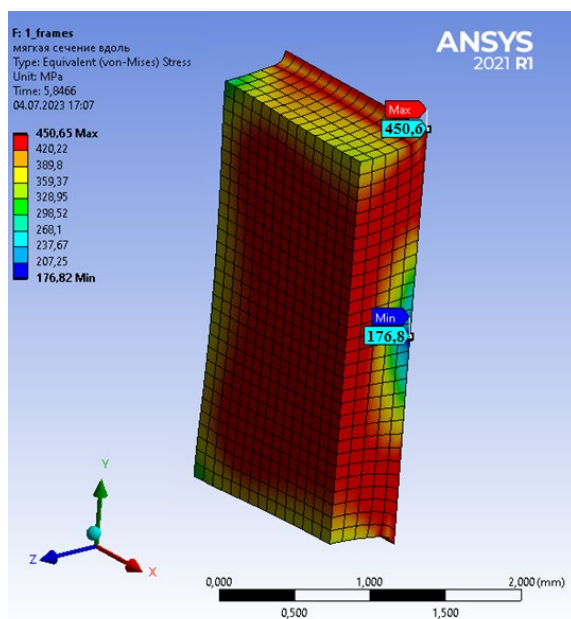


Рисунок 11 – Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в МП

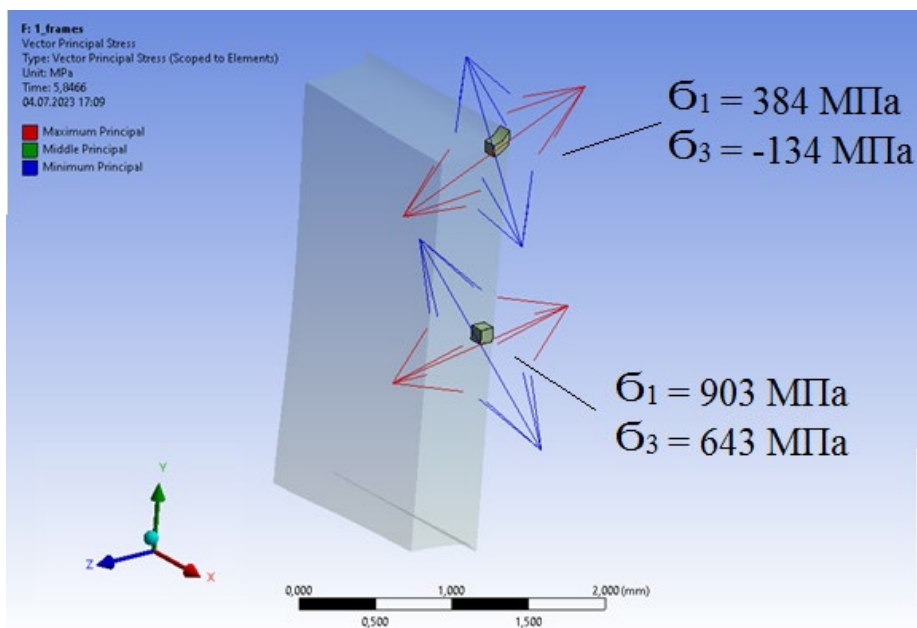


Рисунок 12 – Первые главные напряжения и Третьи главные напряжения в МП

Для сравнения результатов эксперимента со значениями, полученными при моделировании, последние были переведены в условные координаты (таблица 3).

Таблица 3 – Прочностные свойства исследуемых конструкций, определенные экспериментальным и численным методами

Толщина МП, мм	Относительная толщина МП, $\chi_{МП}$	Временное сопротивление образцов (эксперимент), МПа	Расчетное временное сопротивление образцов (этап 1), МПа
7	2,33	381–385(2,6%)	374
3	1	390–393(2,5%)	383
1	0,33	503–508(3,7%)	484
0,3	0,1	≥ 580	580

Анализируя полученные значения, можно подметить удовлетворительную сходимость результатов. Результаты моделирования при $\chi_{МП} > 0,1$ получаются более низкими, чем при эксперименте, однако разница составляет менее 4%. Поэтому можно сделать вывод, что этап верификации пройден успешно, и теперь модель первого этапа может в дальнейшем использоваться для исследования влияния эффекта Баушингера на прочность механически неоднородных сварных образцов. На рисунке 13 схематично изображена гипотеза, которую авторы настоящей статьи постарались доказать на втором этапе моделирования.

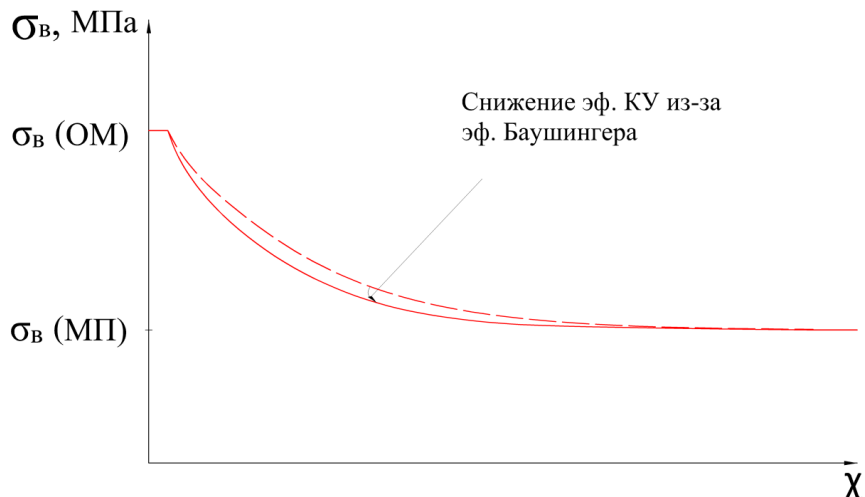


Рисунок 13 – Гипотеза о влиянии эффекта Баушингера на эффект КУ

Сопоставление результатов моделирования образцов с однородной МП (1 этап) и с МП по периферии которой образовались зоны с более низким пределом текучести – МП^{деф} (2 этап), графически отображено на рисунке 14.

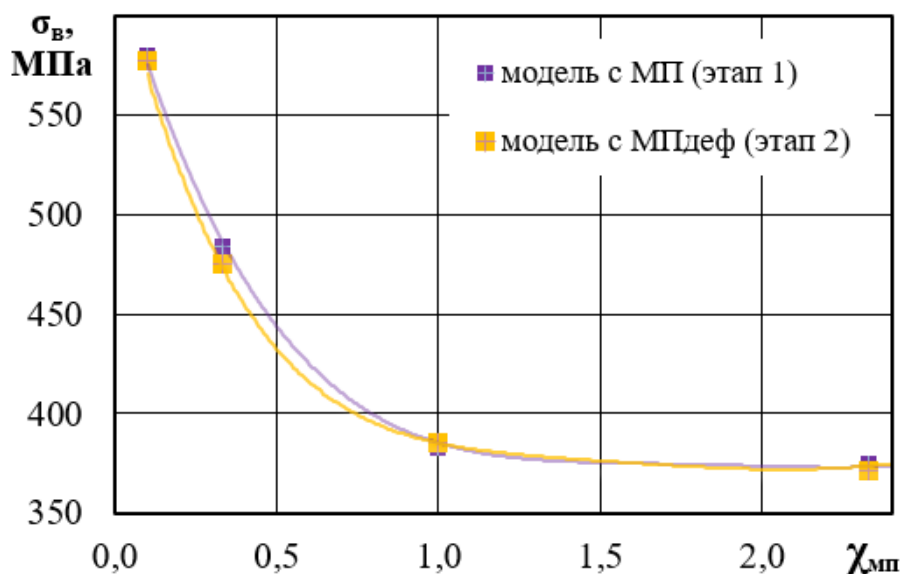


Рисунок 14 – Отношение временного сопротивления и относительной толщины МП в механически неоднородных сварных образцах при учете влияния эффекта Баушингера (2 этап) и без (1 этап)

Сравнивая рисунок 13, на котором схематично была изображена гипотеза о влиянии эффекта Баушингера на эффект КУ, и график, построенный по результатам моделирования (рис. 14), можно отметить значительное качественное сходство.

В таблице 4 приведены численные данные по моделированию на всех этапах исследования.

Таблица 4 – Сравнение прочностных свойств конструкций, определенных численным методом на 1 и 2 этапе КЭ моделирования

Толщина МП, мм	Относительная толщина МП, $\chi_{мп}$	Расчетное временное сопротивление образцов (этап 1), МПа	Расчетное временное сопротивление образцов с МП ^{деф} (этап 2), МПа
7	2,33	374	372
3	1	383	385
1	0,33	484	475
0,3	0,1	580	578

Исходя из результатов, представленных в таблице 4, видно, что максимальное снижение временного сопротивления из-за влияния эффекта Баушингера наблюдается при относительной толщине МП $\chi_{мп}=0,33$ и равно 9 МПа (2%). Таким образом, снижение прочности на 10%, зафиксированное ранее в эксперименте, нельзя объяснить проявлением лишь эффекта Баушингера в зоне примыкания ферритной прослойки (МП) к шву (ТП). Очевидно, что существенная разница в ТКЛР может приводить не только к малым пластическим деформациям, но к появлению упругих остаточных напряжений, которые будут сжимающими в мягкой прослойке и направлены поперек направления деформации. Поскольку при деформации растяжением в мягкой прослойке будут возникать напряжения растяжения, т.е. противоположные исходным, можно предположить, что в локальных объемах металла степень деформации до достижения предельных напряжений будет выше. Ввиду ограниченной деформационной способности металлов этот фактор может привести к тому, что образец с мягкой прослойкой при наличии упругих напряжений разрушится раньше, чем образец без упругих напряжений в поперечном направлении.

Таким образом можно выделить две причины, которые могут объяснить снижение уровня прочности конструкций с мягкой прослойкой:

- снижение предела текучести в мягкой прослойке из-за влияния эффекта Баушингера;
- наличие упругих напряжения сжатия в мягкой прослойке.

Стоит отметить, что обе причины вызваны большой разницей в ТКЛР между мягкой прослойкой и основным металлом. При этом очевидно, что проблема возникает в тех случаях, когда ТКЛР мягкой

прослойки меньше основного металла. Таким образом, можно сделать вывод, что используя эффект КУ для повышения несущей способности механически неоднородных сварных конструкций с диапазоном относительной толщины МП – $0,2 < \chi_{мп} < 0,5$, необходимо принимать во внимание внутренние напряжения в МП и вероятные малые пластические деформации в МП, вызванных различием ТКЛР свариваемых материалов.

Заключение

Малые пластические деформации в мягкой прослойке, возникающие из-за разницы в ТКЛР между материалом прослойки и основным металлом, приводят к проявлению эффекта Баушингера, что негативно сказывается на повышении конструкционной прочности механически неоднородных конструкций за счет контактного упрочнения в диапазоне относительной толщины МП – $0,2 < \chi_{мп} < 0,5$. Численный эксперимент показал, что максимальное снижение временного сопротивления из-за эффекта Баушингера выявлено для образца 3x3 мм с относительной толщиной мягкой прослойки $\chi_{мп}=0,33$ и составило 9 МПа.

Анализ экспериментальных данных и данных численного моделирования показал, что при расчете на прочность механически неоднородных конструкций с мягкой прослойкой, в которых реализуется эффект контактного упрочнения, необходимо учитывать наличие внутренних остаточных напряжений. Последние могут быть зарегистрированы как в упругой, так и в упругопластической области ввиду сварки разнородных материалов с разными ТКЛР. Показано, что снижение прочностных свойств конструкции происходит в том случае, когда ТКЛР мягкой прослойки меньше прилегающего металла.

Литература

1. Suwannatee N. Optimization of welding conditions for hot-wire GMAW with CO₂ shielding on heavy-thick butt joint. / N. Suwannatee, S. Wonthaisong, M. Yamamoto, S. Shinohara, R. Phaoniam // *Welding in the World*. – 2022. – Vol. 66, is. 4. – P. 833–844. doi:10.1007/s40194-021-01227-8
2. Pham A-D. High precision reducers for industrial robots driving 4th industrial revolution: state of arts, analysis, design, performance evaluation and perspective / A-D. Pham, H-J. Ahn // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*. – 2018. – Vol. 5, is. 4. – P. 519–533. doi:10.1007/S40684-018-0058-X
3. Minami F. Significance of strength mismatch in fracture performance evaluation of welded joints — characterization of mismatch effect by the Weibull stress criterion. / F. Minami, M. Ohata, T. Manabe, Ya. Chiba, K. Murayama // *Welding in the World*. – 2009. – Vol. 53, is 5–6. – P. R140–R150. doi:10.1007/BF03266719
4. Mochizuki M. Analytical study on deformation and strength in HAZ-softened welded joints of fine-grained steels. / M. Mochizuki, T. Shintomi, Y. Hashimoto, M. Toyoda // *Welding in the World*. – 2004. Vol. 48, is. 9–10. – P. 2–12. doi:10.1007/BF03263396
5. Harati E. Effect of HFMI treatment procedure on weld toe geometry and fatigue properties of high strength steel welds / E. Harati, L-E. Svensson, L. Karlsson, K. Hurtig // *Procedia Structural Integrity*. – 2016. Vol. 2. – P. 3483–3490. doi:10.1016/j.prostr.2016.06.434

6. Chen C-H. Effect of post-weld heat treatment on the solid-state diffusion bonding of 6061 aluminum alloy. / C-H. Chen, Y-K. Sun, Y-C. Lai, S-Y. Chang, T-H. Chuang // *Applied Science*. – 2021. – Vol. 11, is. 20:9660. doi:10.3390/app11209660
7. Chen X.H. Strengthening and toughening strategies of weld metal for in-situ nanoparticle reinforced tin bronze alloy / X.H. Chen, Y.F. Ma, Y.J. Cheng, Z.D. Wang, M. Yang, W.W. Jiang, Y.D. Cao // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2021. – Vol. 26, is. 4. – P. 309–315. doi:10.1080/13621718.2021.1907024
8. Айметов С.Ф. Прочность стыковых сварных соединений, ослабленных мягкой прослойкой, при действии изгибающей нагрузки / С.Ф. Айметов, Ф.Г. Айметов // *Вестник ЮУрГУ. Серия: Металлургия*. 2015. № 1.
9. Bakshi O.A. The static tensile strength of welded joints with a soft interlayer / O.A. Bakshi, R.Z. Shron // *Welding Production (English translation of Svarochnoe Proizvodstvo)*. – 1962. Vol. 5.
10. Wallner F. Stähle für geschweißte Konstruktionen (Improved and new TMCP steels for welded constructions) / F. Wallner, R. Schirnböck, R. Rauch // *Vortrag bei internationaler Tagung Wien 2000*.
11. Rodrigues D.M. Numerical study of the plastic behavior in tension of welds in high strength steels. / D.M. Rodrigues, L.F. Menezes, A. Loureiro, J.V. Fernandes // *International Journal of Plasticity*. – 2004. – Vol. 20, is.1. – P. 1–18. doi:10.1016/S0749-6419(02)00112-2
12. Hochhauser F. Influence of the soft zone on the strength of welded modern HSLA steels / F. Hochhauser, W. Ernst, R. Rauch, R. Vallant, N. Enzinger // *Welding in the World*. – 2012. – Vol.56, is. 5–6. – P. 77–85. doi:10.1007/BF03321352
13. Satoh K. Static strength of welded plates including soft interlayer under tension across a weld line / K. Satoh, M. Toyoda // *Transactions of the Japan Welding Society*. – 1970. – Is. 2.
14. Дильман В.Л. Напряженное состояние и статическая прочность пластичной прослойки при плоской деформации / В.Л. Дильман, А.А. Остсемин // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. – 2005. – № 4 – С. 38–48.
15. Terentyev E.V. Influence of the scale effect on the constraint effect in welded joints with soft interlayers / E.V. Terentyev, D.A. Zhgut, A.V. Gudenko, A.Yu. Marchenkov, K.T. Borodavkina, Kh. M. Kozyrev // *The International Journal Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Vol. 126. – P. 2357–2398. doi:10.1007/s00170-023-11287-3
16. Ilin A.V. Evaluation of the effect using possibility of contact strengthening in welded joints of high-strength low-alloy steels / A.V. Ilin, I.G. Karpov, D.A. Kashchenko, A.A. Sabolev // *Welding International*. – 2020. – Vol. 34, is. 1–3. – P. 9–16. doi:10.1080/09507116.2021.1905391

УДК 620.178.152.2; 531.781.2

Оперативный контроль остаточных напряжений в сварных соединениях*

Матюнин В.М.¹, Марченков А.Ю.¹, Панькина А.А.¹, Жгут Д.А.¹,
Цветкова Н.О.¹, Свиридов Г.Б.¹

¹ Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Национальный исследовательский университет "МЭИ", Москва, Россия

Аннотация. На сварном соединении, полученном электронно-лучевой сваркой (ЭЛС), опробована методика определения остаточных напряжений инструментальным индентированием, регламентированная ГОСТ Р 57172-2016. Методика основана на корреляционной связи относительного изменения твердости индентирования, определенной при наличии и отсутствии остаточных напряжений в контролируемом объекте, со средними главными и максимальными касательными остаточными напряжениями в площадке контакта. Корреляционная связь была получена для конструкционной стали 10ГН2МФА расчетно-экспериментальным путем с использованием моделирования при различных видах напряженного состояния материала: одноосное растяжение и сжатие, двухосное напряженное состояние с разными значениями отношения между главными напряжениями. Выявлено распределение остаточных напряжений в различных зонах сварного соединения, включая металл шва, ЗТВ (зону термического влияния), основной металл. Показана неравномерность распределения остаточных напряжений, причем наибольшие значения средних остаточных напряжений выявлены в металле шва, а касательных напряжений – в ЗТВ вблизи линии сплавления. Даны некоторые практические рекомендации по применению рассматриваемой методики для сварных соединений с контролем остаточных напряжений в различных точках поперечного сечения сварного шва на разном удалении от поверхности.

Ключевые слова: остаточные напряжения, сварные соединения, инструментальное индентирование, электронно-лучевая сварка, диаграмма вдавливания, твердость, низколегированная сталь.

Abstract. The method of residual stresses determination by instrumental indentation regulated by Russian State Standard GOST R 57172-2016 was tested on welded joints obtained by electron beam welding (EBW). The methodology is based on the correlation of the relative change in indentation hardness determined in the presence and absence of residual stresses in the object with the average primary stress and maximum tangential residual stress in the contact area. Correlation was obtained for structural alloyed steel 10GN2MFA by experiments at different types of stress state of material: uniaxial tension and compression, biaxial stress state with different values of relation between primary stresses. Distribution of residual stresses in different zones of welded joint, including weld metal, heat-affected zone and parent metal was determined. It is shown that the obtained residual stresses distribution is not uniform. The highest values of average residual stresses were found in the weld metal, and the highest values of tangential stresses – in the heat-affected zone near the

* Статья опубликована по результатам работ, выполненных в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00590, <https://rscf.ru/project/22-19-00590/>

fusion line. Some practical recommendations are given for the application of this technique at different points of the weld cross-section at different distances from the surface.

Keywords: residual stresses, welded joints, instrumented indentation, electron beam welding, indentation diagram, hardness, low-alloyed steel.

Введение

Среди механических, технологических и служебных свойств сварных соединений особое место занимают остаточные напряжения. В данной статье авторы рассматривают упругие остаточные напряжения первого рода, согласно классификации Н.Н. Давиденкова, которые уравниваются в пределах объема металла, соизмеримого с объемами отдельных элементов или зон сварного соединения. Наряду с термином «остаточные» напряжения встречаются и другие термины – «внутренние», «собственные», «начальные» напряжения. Однако, термин «остаточные» напряжения наиболее обоснован и чаще других терминов используется в научно-технической литературе.

Возникновение остаточных напряжений и их уровень зависят от способов и технологических режимов сварки, влияющих на структурно-фазовые превращения в металле различных зон сварного соединения. А от уровня остаточных напряжений в значительной мере зависит прочность сварного соединения при статических, динамических и циклических нагрузках.

Можно полагать, что распределение остаточных напряжений в различных зонах сварного соединения в той или иной степени неоднородно, как и распределение других механических характеристик. Больше всего эта неоднородность может проявляться в зоне термического влияния (ЗТВ) сварного соединения и в переходной зоне от металла шва к ЗТВ. Учитывая сравнительно небольшую протяженность ЗТВ, для оценки остаточных напряжений целесообразно использовать метод индентирования, сравнительно доступный и обладающий высокой локальностью.

О влиянии остаточных напряжений на твердость металла известно давно. Были проведены эксперименты и установлены зависимости характеристик твердости, определяемых при ступенчатом нагружении индентора, от упругих растягивающих, сжимающих и изгибающих напряжений [1, 2]. Однако для установления связи характеристик твердости металла с остаточными напряжениями более перспективно использовать метод инструментального индентирования с регистрацией кинетических диаграмм вдавливания в координатах «нагрузка F – глубина индентирования h », что было показано в работах [3–5]. Есть основания полагать, что твердость, определенная при инструментальном индентировании, в большей мере реагирует на наличие остаточных

напряжений по сравнению с твердостью, определенной по параметрам восстановленного отпечатка. Обстоятельный анализ известных современных подходов к оценке остаточных напряжений по диаграммам вдавливания при инструментальном индентировании изложен в работах [6, 7].

Вышеприведенные литературные источники были использованы для разработки конкретной методики определения остаточных напряжений в стали инструментальным индентированием, которая изложена в ГОСТ Р 57172-2016. Эта методика основана на установленной расчетно-экспериментальным путем корреляционной связи относительного изменения твердости индентирования с характеристикой остаточных напряжений. Такая связь имеет следующий вид:

$$\frac{H_{IT} - H_{IT0}}{H_{IT0}} = b \cdot \sigma_{cp} + d \cdot \left(\frac{\tau_{max}}{H_{IT0}} \right)^2, \quad (1)$$

где H_{IT0} – опорное значение твердости индентирования, определенное при отсутствии остаточных напряжений, МПа; H_{IT} – значение твердости индентирования, определенное при наличии остаточных напряжений, МПа; σ_{cp} – среднее остаточное напряжение в площадке контакта, МПа; τ_{max} – максимальное касательное остаточное напряжение в площадке контакта МПа; b и d – коэффициенты, характерные для конкретного материала.

Для расчета σ_{cp} и τ_{max} используются следующие формулы:

$$\sigma_{cp} = \frac{(\sigma_1 + \sigma_2)}{2}, \quad (2)$$

$$\tau_{max} = \frac{|\sigma_1 - \sigma_2|}{2}, \quad (3)$$

где σ_1, σ_2 – главные остаточные напряжения в площадке контакта, МПа.

В рассматриваемом ГОСТ Р 57172-2016 приведены значения коэффициентов $b = 0,00023$ и $d = 0,9$ для стали 10ГН2МФА, полученные по результатам экспериментов и численных расчетов. При моделировании были использованы следующие виды напряженного состояния материала: одноосное растяжение и сжатие, двухосное напряженное состояние с различными значениями отношения между главными компонентами напряжений $p = \sigma_2/\sigma_1$: 0, ± 1 , $\pm 0,75$, $\pm 0,5$, $\pm 0,25$.

Если $p = \sigma_2/\sigma_1$, то из (2) и (3) можно получить:

$$\tau_{max} = \omega \cdot \sigma_{cp}, \quad (4)$$

где $\omega = (1 - p)/(1 + p)$.

Тогда с учетом (4) квадратное уравнение (1) с двумя неизвестными можно представить в более удобном виде с одним неизвестным параметром σ_{cp} при известных значениях b , d , ω , H_{IT0} , H_{IT} :

$$a \cdot \sigma_{cp}^2 + b \cdot \sigma_{cp} - c = 0. \quad (5)$$

где $a = (d^2 \omega)/H_{IT0}^2$; $c = (H_{IT} - H_{IT0})/H_{IT0}$.

Методика проведения исследования

Для проведения экспериментов и выявления распределения остаточных напряжений было выбрано сварное соединение, полученное электронно-лучевой сваркой (ЭЛС) на пластине из стали 16ГНМА близкой по твердости и другим механическим свойствам к стали 10ГН2МФА, приведенной в ГОСТ Р 57172-2016. Толщина стальной пластины составляла 20 мм, ширина – 40 мм.

Инструментальное индентирование было выполнено на машине Instron 5982, переоборудованной для нагружения материала вдавливанием сферического индентора с регистрацией диаграммы «нагрузка F – глубина индентирования h » [8]. Диаметр индентора $D = 2,5$ мм, максимальная нагрузка вдавливания $F_{max} = 1839$ Н (187,5 кгс). Скорость перемещения индентора 0,5 мм/мин. Время выдержки индентора под F_{max} составляло 30 с.

На рисунке 1, *а* показана схема поперечного сечения сварного соединения с расположением контрольных линий и точек. Контрольные линии проходили перпендикулярно к оси сварного шва и располагались в области его вершины (I-I) и в корне шва (II-II). Контрольные точки охватывали все локальные зоны сварного соединения, включая основной металл, ЗТВ, металл шва.

На рисунке 1, *б* представлена схема кинетической диаграммы вдавливания в координатах « $F - h$ », содержащая линии нагружения и полной разгрузки. При обработке диаграммы вдавливания учитывалась упругая податливость испытательной машины.

Согласно ГОСТ Р 8.748-2011, твердость индентирования H_{IT} рассчитывалась по формуле:

$$H_{IT} = \frac{F_{max}}{A_p}, \quad (6)$$

где $A_p = \pi \cdot (h_c \cdot D - h_c^2)$ – площадь поперечного сечения индентора на расстоянии h_c от вершины, мм².

Для определения h_c необходимо провести касательную в верхней точке линии разгрузки диаграммы до пересечения с осью h в точке h_r . Зная значение h_{max} и h_r , можно рассчитать значение h_c :

$$h_c = h_{max} - 0,75 \cdot (h_{max} - h_r), \quad (7)$$

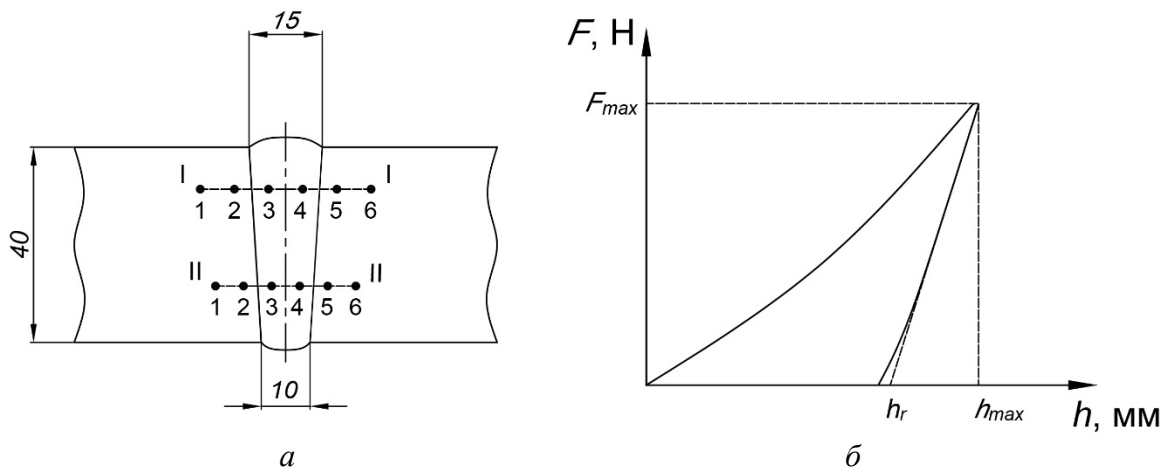


Рисунок 1 – Схемы поперечного сечения сварного соединения с контрольными линиями и точками (а) и кинетической диаграммы вдавливания (б)

Результаты исследований и их обсуждение

На рисунке 2 показаны две кинетические диаграммы вдавливания « $F - h$ », зарегистрированные в металле сварного шва (точка 3 на линии I-I) и в основном металле на достаточном удалении от ЗТВ, где отсутствуют остаточные напряжения. При отсутствии остаточных напряжений было определено опорное значение твердости индентирования $H_{IT0} = 2011$ МПа. Диаграмма вдавливания в точке 3 располагается левее диаграммы, соответствующей опорному значению твердости, что свидетельствует о наличии сжимающих остаточных напряжений в точке 3 металла шва.

Как следует из рисунка 2, наблюдается расслоение диаграмм вдавливания, что свидетельствует о различии значений твердости индентирования H_{IT} . Расчеты H_{IT} были выполнены по формуле (6), σ_{cp} – по формуле (5) и τ_{max} – по формуле (4). В таблице 1 приведены полученные значения H_{IT} , σ_{cp} , τ_{max} для каждой точки в сечениях I-I и II-II. В этой же таблице приведены значения изменения твердости индентирования $(H_{IT} - H_{IT0})/H_{IT0}$ и параметра $p = \sigma_2/\sigma_1$. Все определенные значения остаточных напряжений оказались сжимающими.

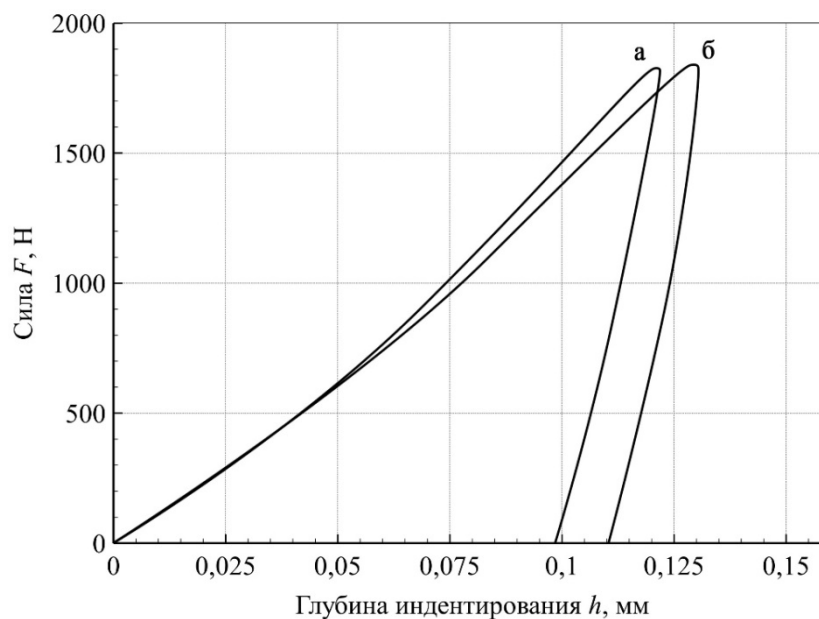


Рисунок 2 – Кинетические диаграммы вдавливания « $F-h$ » на линии I-I поперечного сечения сварного соединения: а – металл шва (точка 3); б – основной металл, где отсутствуют остаточные напряжения

Таблица 1 – Значения остаточных напряжений в различных контрольных точках поперечного сечения сварного соединения вдоль линий I-I и II-II

№ т.	Сечение I-I					Сечение II-II				
	ρ	H_{IT} , МПа	$\frac{H_{IT}-H_{IT0}}{H_{IT0}}$, %	$\sigma_{ср}$, МПа	τ_{max} , МПа	ρ	H_{IT} , МПа	$\frac{H_{IT}-H_{IT0}}{H_{IT0}}$, %	$\sigma_{ср}$, МПа	τ_{max} , МПа
1	0,25	2050	1,94	82	49	0,25	2060	2,44	82	49
2	0,25	2119	5,37	217	130	0,5	2070	2,93	217	130
3	0,75	2207	8,10	326	46,6	0,75	2148	6,81	326	46,6
4	0,75	2168	7,81	337	48,2	0,25	2119	5,37	337	48,2
5	0,75	2099	4,36	189	27	0,5	2080	3,43	189	27,0
6	0,25	2060	2,44	101,3	60,8	0,25	2050	1,94	101,3	60,8

Более наглядное представление о распределении твердости индентирования H_{IT} и остаточных напряжений $\sigma_{ср}$, τ_{max} в различных зонах сварного соединения можно получить из построенного графика на рисунке 3.

Анализ таблицы 1 и рисунка 3 показывает, что наблюдается неравномерность распределения $\sigma_{ср}$, τ_{max} и H_{IT} . Однако, если характер распределения $\sigma_{ср}$ и H_{IT} примерно сходен, то распределение τ_{max} отличается в зависимости от напряженного состояния. Максимальные значения средних остаточных напряжений наблюдаются в точках 3 и 4 металла шва. А максимальные значения касательных напряжений наблюдаются в точке 2, расположенной в ЗТВ вблизи линии сплавления. Если сравнить максимальное значение $\sigma_{ср}^{max} = 337$ МПа с пределом текучести стали 16ГНМА $\sigma_{0,2} = 498$ МПа, то отношение $\sigma_{ср}^{max}/\sigma_{0,2} = 0,667$.

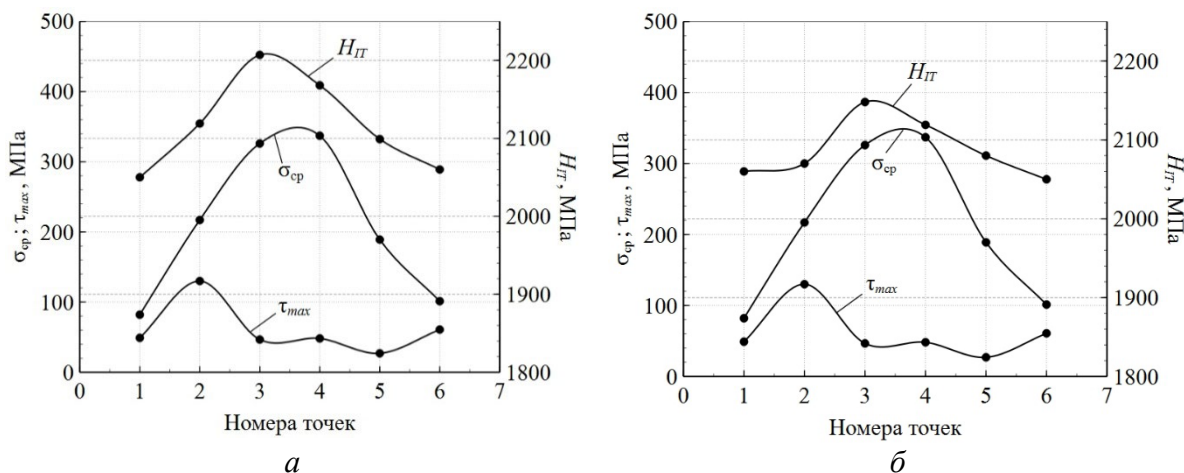


Рисунок 3 – Распределение твердости индентирования H_{IT} и остаточных напряжений $\sigma_{ср}$, τ_{max} в различных точках поперечного сечения сварного соединения вдоль линий I-I (а) и II-II (б)

Заключение

На примере сварного соединения из стали 16ГНМА, полученного ЭЛС, показана возможность определения и выявления распределения остаточных напряжений в различных локальных зонах с использованием инструментального индентирования и методики, изложенной в ГОСТ Р 57172-2016. Эта методика основана на корреляционной связи относительного изменения твердости индентирования с характеристикой остаточных напряжений. Такая связь представлена в ГОСТ Р 57172-2016 для стали 10ГН2МФА в виде графика и формулы (1). Следует отметить, что значения эмпирических коэффициентов b и d , входящих в формулу (1), могут различаться для разных классов и марок стали. А определение этих коэффициентов потребует дополнительных экспериментов с использованием испытательной машины, плоских образцов и специальных устройств для создания двухосного напряженного состояния с различными значениями $p = \sigma_2/\sigma_1$ согласно приложению Б ГОСТ Р 57172-2016. Однако, несмотря на трудности при практическом использовании рассмотренной методики, следует отметить и ее преимущество, состоящее в возможности определения остаточных напряжений с выявлением их распределения в различных локальных зонах сварного соединения, включая металл шва, ЗТВ, основной металл. Это дает возможность оперативно контролировать уровень остаточных напряжений и выбирать оптимальные режимы сварки для его снижения. При этом особое внимание следует обратить на остаточные растягивающие напряжения, которые в отличие от сжимающих, могут привести к образованию трещин в сварном соединении детали или конструкции под воздействием эксплуатационных нагрузок.

Литература

1. Аброськин П.К. О влиянии упругих напряжений на характеристики твердости, определяемые вдавливанием сферических инденторов / П.К. Аброськин, Ю.Н. Пахомов // Труды МЭИ. – М., МЭИ: 1972. – Вып. 130. – С. 133–136.
2. Марковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости. / М.П. Марковец. – М.: Машиностроение, 1979. – 192 с.
3. Suresh S. A new method for estimating residual stresses by instrumented sharp indentation / S. Suresh, A.E. Giannakopoulos // Acta Materialia. – 1998. – Vol. 46, No 16. – P. 5755–5767.
4. Swadener J.G. Measurement of residual stress by load and depth sensing indentation with spherical indenters / J.G. Swadener, B. Taljat, G.M. Pharr // Journal of Materials Research. – 2001. – Vol. 16, No 7. – P. 2091–2102.
5. Lee Yu. Estimation of biaxial surface stress by instrumented indentation with sharp indenters / Yu. Lee, D. Kwon // Acta Materialia. – 2004. – Vol. 52, No 6. – P. 1555–1563.
6. Федосов С.А. Определение механических свойств материалов микроиндентированием / С.А. Федосов, Л. Пешек. – М.: МГУ, 2004. – 100 с.
7. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности / Ю.И. Головин. – М: Машиностроение, 2009. – 312 с.
8. Матюнин В.М. Оперативная оценка температурного интервала синеломкости стали / В.М. Матюнин, В.Н. Варавка, О.В. Кудряков, А.Ю. Марченков, П.В. Волков, М.А. Каримбеков // Технология металлов. – 2022. – № 9. – С. 56–64.

УДК 620.172.242; 620.172.222; 620.172.251.222, 620.172.251.224

Механические свойства материала аддитивных изделий из жаропрочного сплава при комнатной и повышенной температурах*

Фортуна С.В.¹, Гурьянов Д.А.¹, Никонов С.Ю.¹

¹ ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

Аннотация. Представлены результаты определения механических свойств при комнатной и повышенной температурах материала экспериментальных аддитивных изделий упрощенной формы в виде вертикальных стенок из жаропрочного сплава на основе никеля ЖС32. Аддитивные изделия были сформированы посредством электронно-лучевого аддитивного производства и имели направленную структуру. При повышенной температуре 900°C предел прочности материала аддитивных изделий достигает 932 МПа, а предел текучести 876 МПа, что на 3,0 % меньше значения предела прочности и на 8,7 % больше предела текучести для этого жаропрочного сплава в монокристаллическом состоянии. При этом не требуется проведения гомогенизирующей термической обработки материала аддитивных изделий.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, механические свойства, электронно-лучевая аддитивная технология.

Abstract. The results of mechanical properties determination at room and elevated temperatures of the material of experimental additive products of simplified shape in the form of vertical walls made of nickel-base superalloy ZhS32 are presented. The additive products were formed by electron beam additive manufacturing and had a directional structure. At elevated temperature 900°C, the material yield strength of the additive products reached 932 MPa, and the yield point reached 876 MPa, which is 3.0% less than the tensile strength value and 8.7% more than the yield point for this superalloy in the single-crystal state. At the same time, there is no need for homogenizing heat treatment of the material of additive products.

Keywords: nickel-based superalloy, mechanical properties, electron beam additive manufacturing.

Введение

Для того чтобы противостоять жестким воздействиям эксплуатационных факторов лопатки турбин газотурбинных двигателей и установок обычно изготавливаются из монокристаллических жаропрочных сплавов на основе никеля, обладающих превосходными характеристиками [1–3]. В настоящее время наиболее распространенными материалами, используемыми при изготовлении лопаток турбин, являются никелевые жаропрочные сплавы второго поколения (ЖС32,

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-22-00891, <https://rscf.ru/en/project/22-22-00891/>

CMSX-4 и др.). Эксплуатационные характеристики данных материалов обеспечиваются введением таких тугоплавких элементов как, Re, W и Ta [4]. Классической технологией получения изделий с монокристаллической структурой из никелевых сплавов является метод Бриджмена-Стокбаргера с жидкометаллическим охладителем и применением кристаллоотборника, обеспечивающего рост зерен с необходимой кристаллографической ориентацией.

В качестве альтернативы классическому подходу в настоящее время рассматривается аддитивное производство изделий из жаропрочных никелевых сплавов. Несмотря на высокую распространенность современных исследований, посвященных аддитивному производству изделий из никелевых жаропрочных сплавов, очевидна малочисленность работ, направленных на изучение проволочного электронно-лучевого аддитивного производства.

Настоящее исследование было проведено с целью установления механических свойств при комнатной и повышенных температурах материала аддитивных изделий из жаропрочного сплава на основе никеля ЖС32 с направленной структурой, сформированных методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства.

Материал и методы исследования

Литейный сплав ЖС32 относится к классу дисперсионно-твердеющих жаропрочных углеродсодержащих сплавов на основе никеля. Структурно-фазовое состояние сплава представлено твердым раствором никеля (γ -фаза), легированным тугоплавкими элементами (W, Re, Ta, Mo), дисперсными выделениями интерметаллидной γ' -фазы на основе Ni_3Al и карбидами. Химический состав сплава ЖС32 представлен в работе [5].

Аддитивные изделия упрощенной формы в виде тонких вертикальных стенок из прутков жаропрочного сплава ЖС32 были сформированы на лабораторной установке электронно-лучевого аддитивного производства, разработанной и изготовленной в ИФПМ СО РАН [6]. Материал аддитивных изделий имел направленную структуру, что было показано в недавних работах [7, 8]. Особенностью материала аддитивных изделий было следующее. Составляющие направленной структуры в виде колоний дендритов, и соответственно, оси дендритов первого порядка с кристаллографической ориентацией [001] (на рисунке 1(а) показано как направление GD) имеют наклон $\Psi = 23$ градуса относительно направления аддитивного выращивания изделия BD в направлении 3D печати ST (см. рис. 1, а).

Определение механических свойств материала аддитивных изделий проводилась в процессе статического одноосного растяжения при комнатной температуре по ГОСТ 1497-84 [9], а при повышенной

температуре 900°C согласно ГОСТ 9651-84 [10]. Испытания и при комнатной, и при повышенной температурах проводились на пропорциональных цилиндрических образцах тип 1 номер Б по ГОСТ 9651 с начальным диаметром 3,5 мм и начальной расчетной длиной 20,0 мм (пятикратные образцы).

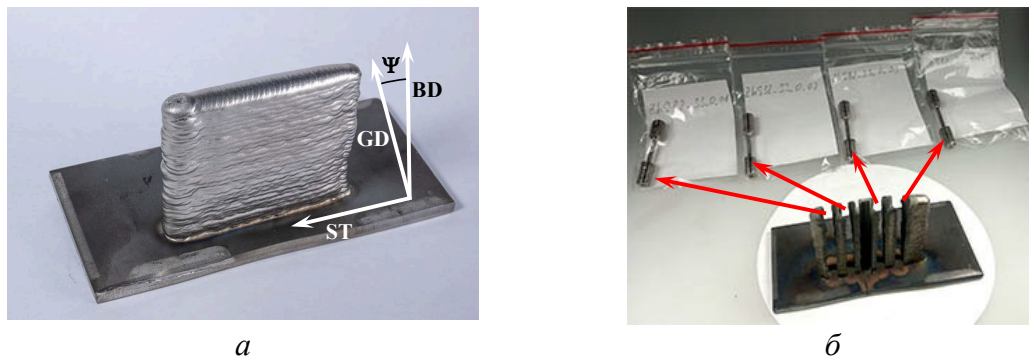


Рисунок 1 – Общий вид одного из аддитивных изделий упрощенной формы в виде вертикальной стенки (а) и образцов для проведения механических испытаний (б).
BD (building direction) – направление аддитивного выращивания, ST (scanning trajectory) – направление 3D печати, GD (direction of dendrite growth) – направление роста дендритов

Образцы для механических испытаний изготавливались в два этапа. На первом этапе из аддитивно полученных изделий в виде вертикальных стенок (рисунок 1(а)) вырезались цилиндрические заготовки образцов таким образом, что их продольные оси были параллельны направлению выращивания аддитивных изделий BD (рисунок 1), при этом их диаметр составлял 10 мм, а длина соответствовала высотам аддитивных изделий совместно с подложкой (около 56 мм). С учетом того, что температура полного растворения γ' -фазы составляет 1280°C [11], часть заготовок подвергалась стандартной для сплава ЖС32 гомогенизационной термической обработке при 1280°C в течение 4 часов с последующим охлаждением на воздухе [12, 13]. Из цилиндрических заготовок изготавливались образцы для механических испытаний посредством металлорежущей обработки на токарном станке.

Испытания проводились на универсальной испытательной машине УТС-110М-100 (ООО «Тестсистемы», г. Иваново, Россия), оснащенной системой высокотемпературных испытаний серии СТИ-2Р (ООО «Импульс», г. Иваново, Россия).

Результаты и обсуждение

Как видно из результатов механических испытаний (рис. 2 и таблица 1) при комнатной температуре предел прочности материала аддитивных изделий без термообработки и в термообработанном

(гомогенизированном) состояниях имеет близкие значения 1115 и 1159 МПа, соответственно. При этом условный предел текучести материала без термической обработки составляет 1023 МПа, и существенно превышает для материала аддитивных изделий после термической обработки 840 МПа. Относительное удлинение гомотенизированного материала аддитивных изделий достигает 0,13 и более, чем в два раза превышает таковую для материала без термической обработки.

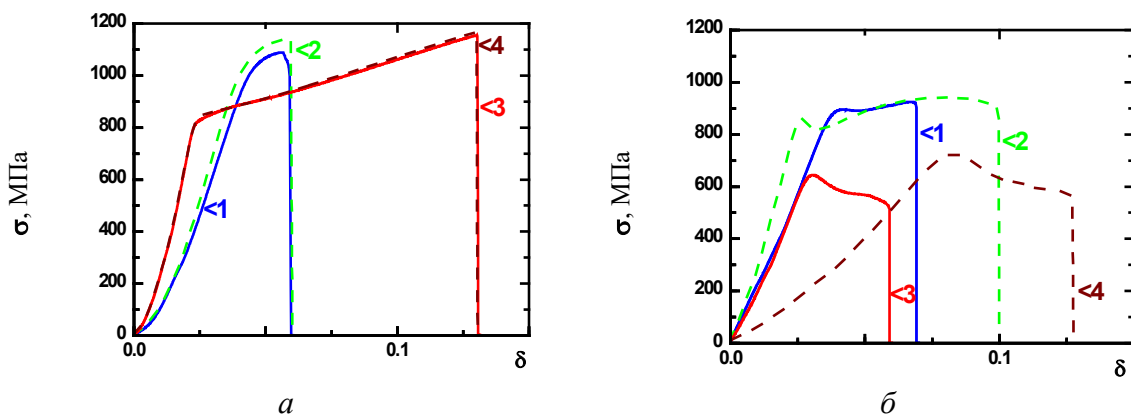


Рисунок 2 – Диаграммы нагружения при испытаниях на статическое растяжение образцов материала аддитивных изделий из жаропрочного сплава ЖС32 при комнатной температуре (а), при температуре 900°С (б) в состоянии без термической обработки (линии 1, 2) и в термообработанном состоянии (линии 3, 4)

Таблица 1 – Измеренные и средние значения условного предела текучести, предела прочности и относительного удлинения при комнатной и повышенной температурах материала аддитивных изделий в исходном и термообработанном состояниях

Вид испытаний	Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ
ГОСТ 1497-84 (20°С)	-	<u>1027; 1020</u> 1023	<u>1089; 1142</u> 1115	<u>0.06; 0.06</u> 0.06
	+	<u>843; 837</u> 840	<u>1154; 1165</u> 1159	<u>0.13; 0.13</u> 0.13
ГОСТ 9651-89 (900°С)	-	<u>895; 858</u> 876	<u>924; 941</u> 932	<u>0.07; 0.10</u> 0.08
	+	<u>635; 723</u> 679	<u>644; 723</u> 683	<u>0.06; 0.13</u> 0.09

При повышенной температуре 900°С материал аддитивных изделий без термической обработки обладает существенно большими значениями прочностных характеристик. Так, средние значения пределов текучести и прочности материала аддитивных изделий без термической обработки составляют 932 и 876 МПа против 683 и 679 МПа, соответственно. При этом среднее значение относительного удлинения материала аддитивных

изделий без термической обработки достигает 0,08, что только на 0,01 ниже относительного удлинения материала после гомогенизирующей термической обработки.

Отметим, что диаграммы нагружения при комнатной температуре от парных параллельных испытаний имеют чрезвычайно высокую повторяемость. При этом образцы для параллельных механических испытаний, изготавливались из различных аддитивных изделий.

Среднее значение предела прочности материала аддитивных изделий без термической обработки при повышенной температуре 900°C составляет 932 МПа и только на 3 % меньше значения предела прочности жаропрочного сплава ЖС32 (960 МПа) в монокристаллическом состоянии [12]. При этом среднее значение условного предела текучести (876 МПа) более, чем на 8 % превышает условный предел текучести в монокристаллическом состоянии (800 МПа [5]). Увеличение условного предела текучести при повышенных температурах материала аддитивных изделий из данного жаропрочного сплава может быть особенно актуально, учитывая область его применения.

По нашему мнению, значение предела прочности аддитивных изделий с направленной структурой не достигает значения для данного сплава в монокристаллическом состоянии, обусловлено двумя факторами. Во-первых, в материале аддитивных изделий, формируемых из прутков жаропрочного сплава ЖС32, имеет место пониженное содержание алюминия, что было показано в работе [8]. Тогда как алюминий является одним из основных составляющих элементов интерметаллидного соединения Ni_3Al (γ' -фаза). В свою очередь именно содержание (объемная доля) и дисперсность выделений γ' -фазы в сплавах на основе никеля определяют их жаропрочные свойства. Во-вторых, как отмечалось выше, образцы для механических испытаний препарировались таким образом, что их продольные оси были параллельны направлению выращивания аддитивных изделий ВД, тогда как оси дендритов первого порядка с кристаллографической ориентацией [001] имеют наклон относительно этого направления. И, как следствие, нагружение материала аддитивных изделий в процессе испытаний осуществлялось с отклонением от направления наибольшей прочности.

Результаты испытаний при повышенной температуре 900°C подтвердили, что для аддитивных изделий из жаропрочного сплава ЖС32 не требуется проведение гомогенизационной термической обработки. Гомогенизация материала таких изделий реализуется в процессе аддитивного формирования изделий в условиях локальной металлургии с кристаллизацией при высоких значениях температурного градиента и многократного повторяющихся циклов нагрева – охлаждения [7, 8, 14].

Заключение

Проведенные исследования показали, что материал изделий с направленной структурой из жаропрочного сплава ЖС32, сформированных методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства, при температуре 900°C достигает предела прочности 932 МПа и предела текучести 876 МПа, что на 3,0 % меньше значения предела прочности и на 8,7 % больше предела текучести для жаропрочного сплава ЖС32 в монокристаллическом состоянии. При этом не требуется проведения гомогенизирующей термической обработки материала аддитивного изделия.

Литература

1. Wu W.P. An anisotropic elastic-plastic model for predicting the rafting behavior in Ni-based single crystal superalloys / W.P. Wu, S.Y. Li, Y.L. Li // *Mechanics of Materials*. – 2019. – V. 132. – P. 9–17.
2. Sulak I. Effect of tensile dwell on high-temperature low-cycle fatigue and fracture behaviour of cast superalloy MAR-M247 / I. Sulak, K. Obrtlík, // *Engineering Fracture Mechanics*. – 2017. – V. 185. – P. 92–100.
3. Lu C. Uncovering the high-temperature microstructural evolution and creep-fatigue damage mechanism of CMSX-4 brazed joints / C. Lu, Z. Qin, S. Wang, et al. // *International Journal of Fatigue*. – 2023. – V. 173. – P. 107681.
4. Mirak A. Effects of solidification rate and heat treatment on microstructure characterization and hot tensile strength of single crystal CMSX-4 superalloy / A. Mirak, M. Fathi // *Materials Characterization*. – 2022. – V. 194. – P. 112449.
5. Bykov Y.G. Mechanical properties of high-temperature alloy ZhS32 at 1150–1250 C / Y.G. Bykov, T.P. Zakharova, E.V. Monastyrskaya, A.V. Fishgoit, A.M. Dushkin, A.G. Demidov // *Met. Sci. Heat Treat.* – 2006. – V. 48. – P. 41–43.
6. Kolubaev E.A. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumaevskii, et al // *Phys. Mesomech.* – 2022. – V. 25. – P. 479–491.
7. Fortuna S. Features of the Macro-, Micro-, and Fine Structure of the Nickel Superalloy Product Material Formed by the Method of Electron Beam Additive Manufacturing / S. Fortuna, D. Gurianov, S. Nikonov, K. Ivanov, Y. Mironov, A. Vorontsov // *Materials*. – 2022. – V. 15. – P. 8882.
8. Fortuna S. On the Control of Elemental Composition, Macro-, and Microstructure of Directionally Solidified Additive Products from Nickel-Based Alloy / S. Fortuna, D. Gurianov, S. Nikonov, K. Osipovich, E. Kolubaev // *Metals*. – 2023. – V. 13. – P. 1457.
9. ГОСТ 1497-84 (ИСО 6892-84, СТ СЭВ 471-88) Металлы. Методы испытаний на растяжение (с Поправками и Изменениями № 1, 2, 3).
10. ГОСТ 9651-84 (ИСО 783-89) Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах (с Изменением № 1).
11. Epishin A. Investigation of Elastic Properties of the Single-Crystal Nickel-Base Superalloy CMSX-4 in the Temperature Interval between Room Temperature and 1300 C / A. Epishin, B. Fedelich, M. Finn, et al // *Crystals*. – 2021. – V. 11. – P. 152.
12. Герасимова Н.С. Изучение материалов, устойчивых к воздействию температуры и рабочей среды; Методические указания к лабораторной работе по дисциплине «Специальные главы материаловедения» / Н.С. Герасимова, Ю.Г. Головачева. – Калуга, 2018. – С. 19.
13. Wang A. Effects of heat treatment on microstructure and high-temperature tensile properties of nickel-based single-crystal superalloys / A. Wang, L. Lv, C. Chen, et al // *Mater. Res. Express*. – 2019. – V. 6. – P. 126527.
14. Fortuna S. Directional Solidification of a Nickel-Based Superalloy Product Structure Fabricated on Stainless Steel Substrate by Electron Beam Additive Manufacturing / S.V. Fortuna, D.A. Gurianov, K.N. Kalashnikov et al // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2021. – V. 52A. – P. 857–870.

УДК 620.179.17

Применение метода акустической эмиссии для выявления диффузионных прослоек в сварных соединениях, выполненных электронно-лучевой сваркой*

Карпова М.В.¹, Марченков А.Ю.¹, Ушанов С.В.¹, Барат В.А.¹,
Свиридов Г.Б.¹

¹ Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Национальный исследовательский университет "МЭИ", Москва, Россия

Аннотация. Работа посвящена исследованию акустической эмиссии при деформировании разнородных сварных соединений стали 20 со сталью 12Х18Н10Т, выполненных с помощью электронно-лучевой сварки. Исследуются закономерности генерации акустической эмиссии при статическом растяжении образцов основного металла и образцов разнородных сварных соединений, как бездефектных, так и содержащих диффузионные прослойки. В результате исследований показана возможность выявления диффузионных прослоек в разнородных сварных соединениях, выполненных электронно-лучевой сваркой, с помощью метода акустической эмиссии.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, разнородные сварные соединения, диффузионные прослойки, акустическая эмиссия.

Abstract. The paper is devoted to the study of acoustic emission during deformation of dissimilar welded joints of grade 20 carbon steel to austenitic 12Kh18N10T steel made using electron beam welding. The acoustic emission signature during static tension of parent metal samples and samples of dissimilar welded joints, both defect-free and containing diffusion interlayers, are studied. As a result of the research, the possibility of identifying diffusion interlayers in dissimilar welded joints made by electron beam welding using the acoustic emission method is shown.

Keywords: electron beam welding, dissimilar welded joints, diffusion layers, acoustic emission.

Введение

Разнородные сварные соединения сталей разных структурных классов требуют повышенного внимания при изготовлении, эксплуатации и диагностике. Помимо дефектов сплошности сварных соединений, из-за различия химического состава свариваемых материалов в таких соединениях неизбежно формирование зон с высоким градиентом состава и неоднородностью микроструктуры.

* Статья опубликована по результатам работ, выполненных за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00657, <https://rscf.ru/project/23-29-00657/>

Предметом настоящей работы являются разнородные сварные соединения сталей перлитного и аустенитного классов, которые используют для соединения трубопроводов и элементов энергетического оборудования ТЭС и АЭС. При контроле качества таких соединений особое внимание следует уделять металлу вблизи линии сплавления со стороны перлитной стали. В этой зоне сварного соединения происходит интенсивная диффузия углерода из перлитной стали в металл шва с последующим связыванием его в карбиды хрома, из-за чего на линии сплавления образуются прослойки: обезуглероженная – со стороны перлитной стали, и карбидная – в металле шва [1]. Образование диффузионных прослоек может происходить непосредственно в процессе сварки, а также в процессе последующей эксплуатации при повышенных температурах. Поскольку наличие таких прослоек приводит к снижению механических и эксплуатационных характеристик сварного соединения [2], важным становится своевременное их выявление методами неразрушающего контроля (НК).

На основании данных литературного обзора было установлено, что для выявления дефектов структуры, соответствующих микро- и мезоуровню, наиболее перспективным методом НК является метод акустической эмиссии (АЭ) [3, 4]. Применение метода АЭ для диагностики разнородных сварных соединений в настоящее время мало изучено. Немногочисленный опыт применения относится к сварным соединениям, полученным с помощью аргонодуговой сварки (АрДС). Так, в частности, в работе [5] описаны результаты мониторинга развития трещины в разнородном сварном соединении низколегированной перлитной и аустенитной сталей. Метод АЭ показал высокую чувствительность – в лабораторных условиях удавалось обнаружить трещину с раскрытием не более 50 мкм. В работе [6] авторами описаны результаты исследований АЭ при статическом растяжении разнородных сварных соединений, которые показали, что микроскопические дефекты структуры разнородных сварных соединений являются источниками АЭ. В работе [7] описано применение метода АЭ для комплексной диагностики разнородных сварных соединений сталей 09Г2С и 12Х18Н10Т. Сварные соединения были выполнены с помощью АрДС с имитацией различных дефектов, в том числе диффузионных прослоек. Было показано, что диффузионные прослойки могут быть выявлены с помощью метода АЭ и идентифицированы по характерным значениям АЭ параметров.

В рамках данной работы исследуется возможность применения метода АЭ для выявления диффузионных прослоек в разнородных сварных соединениях перлитной и аустенитной сталей, выполненных с помощью электронно-лучевой сварки (ЭЛС). В случае ЭЛС выявление диффузионных прослоек в сварном соединении может иметь свои

особенности по сравнению с соединениями, полученными дугowymi способами сварки. Это связано с различиями формы шва и размеров характерных зон сварных соединений, полученных указанными способами сварки, различием химических составов сварных швов за счет отсутствия при ЭЛС присадочных материалов, а также с разным временем пребывания металла околошовной зоны при высоких температурах, при которых происходит интенсивное формирование диффузионных прослоек.

Работа носит экспериментальный характер и основана на сравнительном анализе данных АЭ, полученных при испытании на растяжение образцов основного металла и образцов разнородных сварных соединений с диффузионными прослойками.

Материалы и методы исследования

Объектом исследований являются стыковые сварные соединения сталей 20 и 12Х18Н10Т. Для изготовления разнородных сварных соединений были использованы листы горячекатаного проката сталей 20 и 12Х18Н10Т толщиной 3 мм, которые сваривались ЭЛС в НИУ «МЭИ» на установке АЭЛТК 12-344 (изготовитель – ОАО «НИТИ «Прогресс»). Фотография поперечного сечения сварного соединения показана на рисунке 1, а. Травление выполнено 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте для выявления структуры околошовной зоны стали 20.

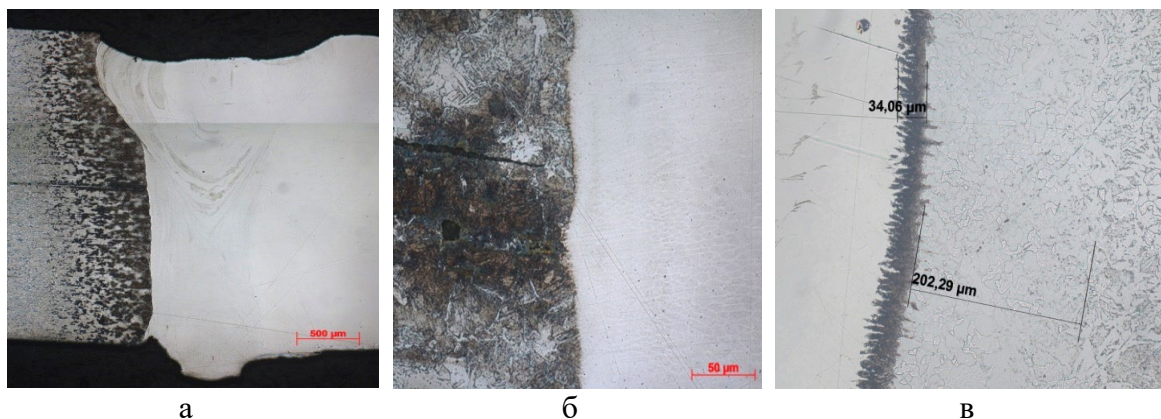


Рисунок 1 – Поперечное сечение разнородного стыкового сварного соединения стали 20 и стали 12Х18Н10Т, полученного ЭЛС (а) и фрагменты линии сплавления со стороны перлитной стали образца после ЭЛС (б) и образца после дополнительной термической обработки (в)

В состоянии после ЭЛС вблизи линии сплавления со стороны стали 20 диффузионные прослойки не формировались (см. рис. 1, б). Прослойки были получены за счет дополнительной термической обработки при

температуре 600°C с различным временем выдержки – от 1 до 25 часов. Для примера на рисунке 1, в представлены фотографии участка линии сплавления сварного соединения после выдержки в течение 25 часов, на которых отчетливо видны карбидная прослойка толщиной около 30 мкм и обезуглероженная прослойка толщиной около 200 мкм, образовавшиеся при термической обработке. Из полученных соединений были изготовлены плоские симметричные образцы для испытаний статическим растяжением с размером рабочей части 300x20 мм. Образцы были изготовлены с помощью лазерной резки, схема образца показана на рисунке 2.

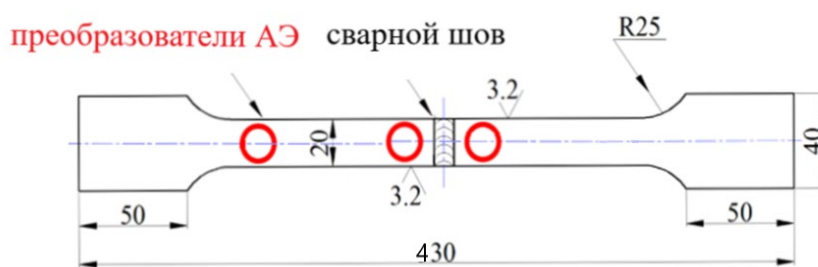


Рисунок 2 – Схема образца разнородного сварного соединения стали 20 и 12Х18Н10Т

Образцы испытывали на статическое растяжение до разрыва с синхронной регистрацией в процессе испытания сигналов АЭ. Испытания проводили на машине Instron 5982 со скоростью деформирования 0,5 мм/мин. Фотография установленного в захватах образца показана на рисунке 3.



Рисунок 3 – Фото образца в захватах испытательной машины

Регистрация данных АЭ производилась с помощью системы A-Line 32D резонансными преобразователями АЭ (ПАЭ) GT200 с резонансной частотой 180 кГц и предварительными усилителями электрического сигнала ПАЭФ-014. Два ПАЭ закреплялись в области сварного

соединения, дополнительный третий сторожевой ПАЭ устанавливался на образце ближе к месту захвата образца со стороны активной траверсы для последующей фильтрации шумов от перемещения траверсы при испытании.

Полученные результаты и их обсуждение

Для выявления особенностей данных АЭ, связанных с влиянием исходной структуры свариваемых сталей, на первом этапе проводились испытания образцов основного металла. На рисунке 4 показана АЭ активность и средние значения амплитуд импульсов АЭ при испытании образца из стали 12Х18Н10Т. Рост активности АЭ начинается при напряжениях, приблизительно соответствующих уровню условного предела текучести материала. Затем, на участке деформационного упрочнения активность монотонно убывает вплоть до момента разрушения образца. Амплитуды импульсов АЭ, зарегистрированные в процессе деформации, достигают значений 65–70 дБ, кроме того, при увеличении напряжения наблюдается возрастающий тренд амплитуд. Пиковые значения амплитуд АЭ импульсов достигаются в момент разрушения и составляют порядка 70 дБ.

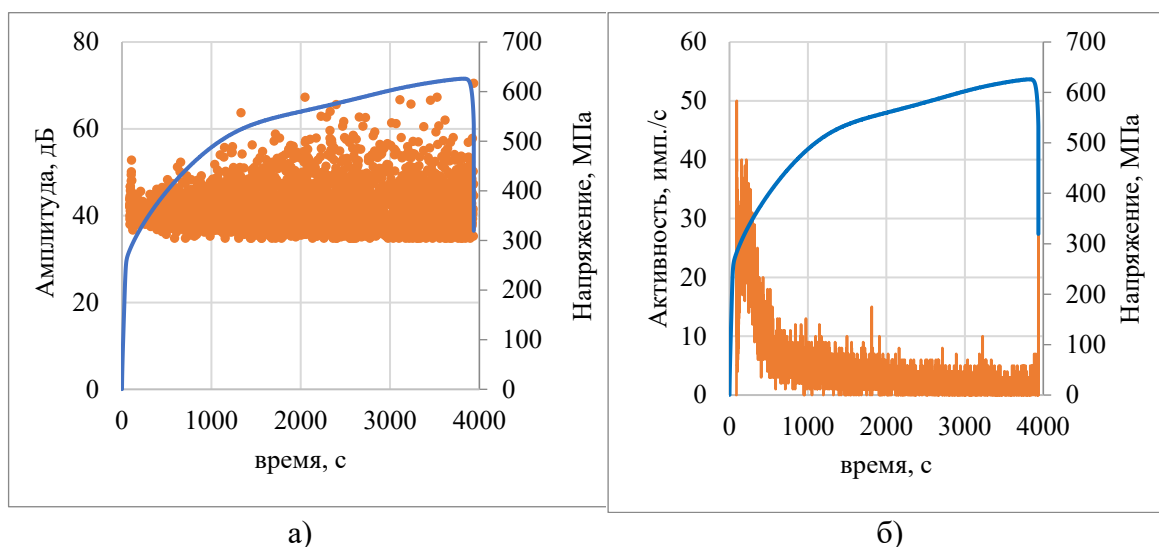
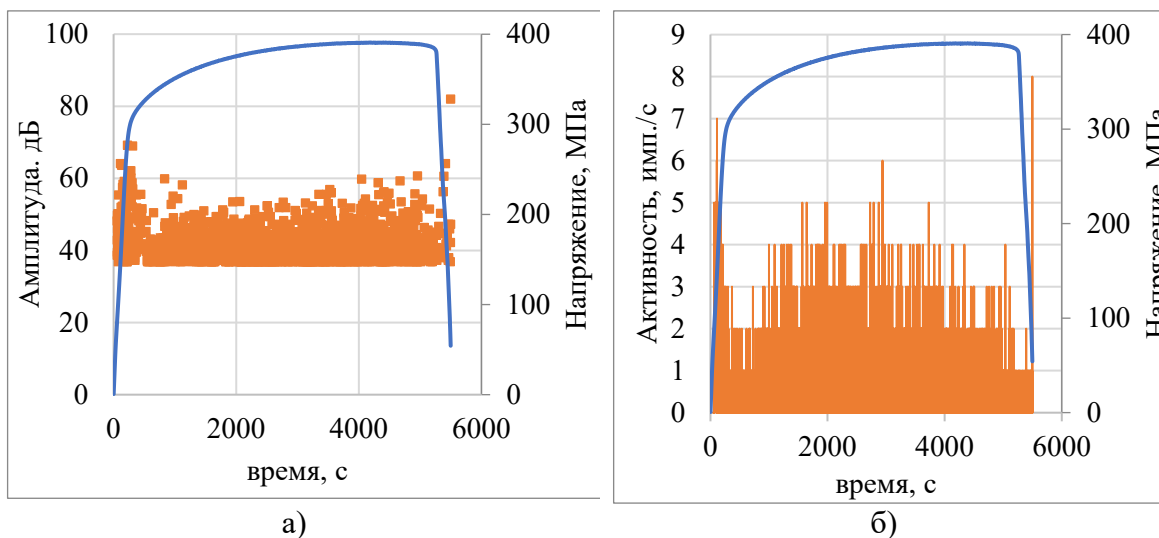


Рисунок 4 – Параметры АЭ при растяжении образца из стали 12Х18Н10Т: а) зависимость средних значений амплитуд АЭ от времени, б) активность АЭ, диаграмма нагружения (синий график)

На рисунке 5 показаны активность и средние значения амплитуд импульсов АЭ при испытании образца из стали 20. При деформировании стали 20 генерация АЭ начинается несколько раньше по сравнению со сталью 12Х18Н10Т. Активная генерация импульсов АЭ наблюдается еще на стадии упругой деформации, достигая максимального значения при напряжениях, близких к условному пределу текучести. Амплитуды

импульсов АЭ достигают максимальных значений порядка 60–70 дБ в области предела текучести. На этапе деформационного упрочнения АЭ активность достаточно низкая, порядка 2–4 имп./с.



а) б)
Рисунок 5 – Параметры АЭ при растяжении образца из стали 20:
а) зависимость средних значений амплитуд АЭ от времени, б) активность АЭ, диаграмма нагружения (синий график)

Сравнение данных АЭ при деформировании сталей 20 и 12Х18Н10Т показывает, что последняя характеризуется большей эмиссивностью и большими значениями амплитуд импульсов АЭ.

Зависимости, полученные при испытании разнородных сварных соединений, показаны на рисунках 6 и 7. На рисунке 6 представлены результаты для сварного соединения после ЭЛС, не содержащего видимых при микроструктурном анализе диффузионных прослоек вблизи линий сплавления. График активности имеет два выраженных максимума: первый, больший по величине, соответствует участку упругого деформирования образца, второй – разрушению образца. Пиковые значения амплитуд составляют 68 и 82 дБ соответственно. После существенной активности на стадии упругого деформирования следует этап акустического затишья длительностью порядка 250 секунд, затем АЭ с активностью примерно 1–2 имп./с. начинает постепенно снижаться вплоть до разрушения образца.

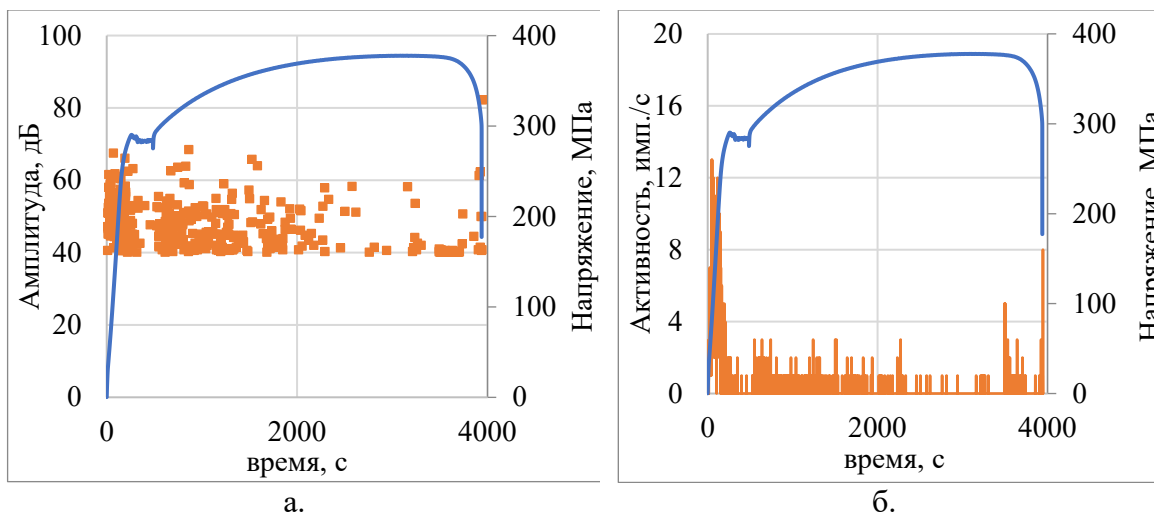


Рисунок 6 – Параметры АЭ при растяжении образца разнородного сварного соединения а) зависимость средних значений амплитуд АЭ от времени, б) активность АЭ, диаграмма нагружения (синий график)

При испытании разнородного сварного соединения, содержащего диффузионные прослойки, наблюдалось наличие еще одного локального экстремума активности после прохождения площадки текучести. После активности на стадии упругого деформирования следует этап акустического затишья длительностью порядка 330 секунд, затем АЭ возрастает с активностью примерно 4-6 имп./с. и пиковыми значениями по амплитудам около 70 дБ. Данный рост активности после площадки текучести может объясняться наличием диффузионных прослоек. При напряжениях около 300 МПа, соответствующих началу участка деформационного упрочнения металла образца, происходит интенсивная пластическая деформация ферритной прослойки и прилежащих к ней участков металла, что вызывает резкий рост активности АЭ и локальное повышение амплитуд АЭ сигналов. Далее, предположительно, за счет реализации эффекта контактного упрочнения ферритная прослойка упрочняется, и ее деформация существенно замедляется при повышении напряжения растяжения, а сталь 20 при этом испытывает развитую пластическую деформацию. Такой процесс сопровождается монотонным снижением активности АЭ, и к моменту образования шейки активность падает практически до нулевых значений.

Заключение

Сравнение данных АЭ при деформировании образцов с диффузионными прослойками и без прослоек показывает, что для образцов с прослойками характерно наличие дополнительного пика активности после прохождения площадки текучести.

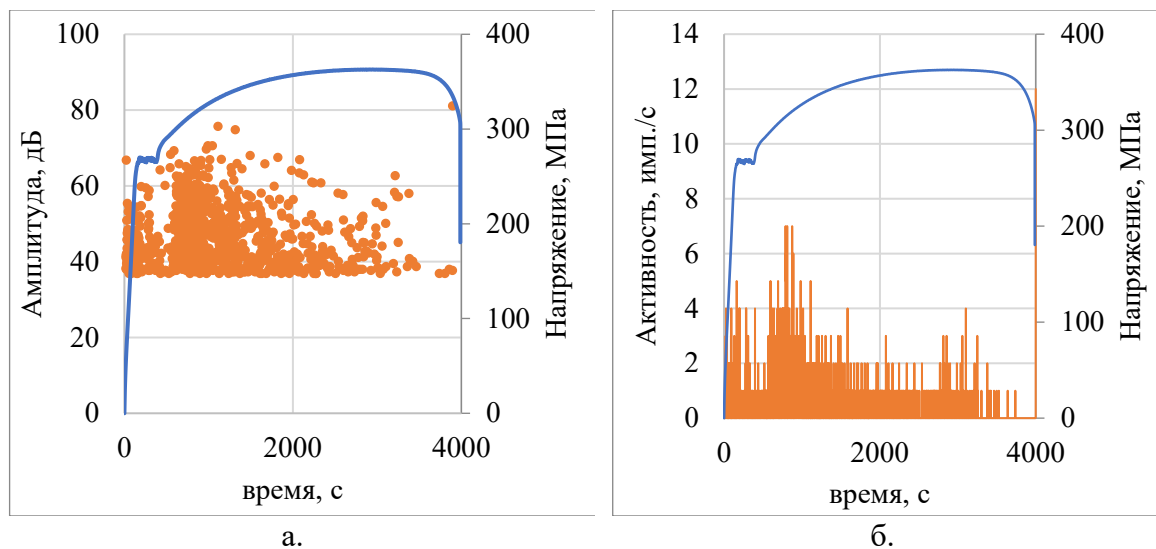


Рисунок 7 – Параметры АЭ при растяжении образца разнородного сварного соединения с диффузионными прослойками: а) зависимость средних значений амплитуд АЭ от времени, б) активность АЭ, диаграмма нагружения (синий график)

В результате исследований показана возможность использования метода АЭ для обнаружения диффузионных прослоек в сварных соединениях перлитных и аустенитных сталей, а полученные результаты могут быть использованы при разработке диагностических критериев выявления прослоек и последующей разработке промышленной технологии НК разнородных сварных соединений.

Литература

1. Khodakov V.D. Structure and mechanism of formation of dissimilar welded joints in nuclear power plant made of austenitic and pearlitic steels / V.D. Khodakov, D.V. Khodakov // *Welding International*. 2016. – Vol. 30. No. 12. – P. 935–940.
2. Goncharov A.L. Study of structural non-homogeneity impact on mechanical properties of dissimilar weld joints of carbon steel 20 and corrosion-resistant austenitic 12Kh18N10T steel / A.L. Goncharov, A.Yu. Marchenkov, E.V. Terentyev, I.E. Zhmurko, A.P. Sliva // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019. – Vol. 681. – No. 012016.
3. Иванов В.И. Акустико-эмиссионный контроль сварки и сварных соединений. / В.И. Иванов, В.М. Белов. – М.: Машиностроение, 1981. – 184 с.
4. Терентьев Д.А. Оценка предельной чувствительности контроля метода акустической эмиссии / Д.А. Терентьев, В.И. Иванов // *В мире неразрушающего контроля*. 2021. – Том 24, № 1. – С. 50–55.
5. Ennaceur C. Acoustic Emission Monitoring of Crack Growth in Dissimilar Joints for Corrosion Resistant Applications / C. Ennaceur, V. Beauprand // *Proceedings of 28th European Conference on Acoustic Emission Testing*. – Poland. Krakow, 2008. – P. 64–69.
6. Барат В.А. Применение метода акустической эмиссии для обнаружения диффузионных прослоек в разнородных сварных соединениях / В.А. Барат, А.Ю. Марченков, М.В. Карпова, В.В. Бардаков, С.В. Ушанов // *Контроль. Диагностика*. – 2023. – Том 26, № 10. – С. 4–10.
7. Barat V. Features of Acoustic Emission in Tensile Testing of Dissimilar Welded Joints of Pearlitic and Austenitic Steels / V. Barat, A. Marchenkov, V. Bardakov, M. Karpova, D. Zhgut, S. Elizarov // *Applied Sciences*. – 2021. – Vol. 11. – No. 11892.

Научное электронное издание
ПЯТАЯ
МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА
И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

Сборник материалов и докладов

***Ответственность за оригинальность статей и достоверность сведений в публикациях
несут авторы***

Компьютерная верстка: 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: EBW2023@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

ПРОИЗВОДСТВО СВАРОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ
ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ, АРГОДУГОВОЙ И
КОНТАКТНОЙ СВАРКИ

ТЕТА

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

МЭИ