

12 – 15 ноября 2019 г.  
Москва, НИУ «МЭИ»



ТРЕТЬЯ  
МЕЖДУНАРОДНАЯ  
КОНФЕРЕНЦИЯ

**«ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА  
И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»**

Материалы конференции



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования  
«Национальный исследовательский университет «МЭИ»

---

ТРЕТЬЯ  
МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ  
«ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА  
И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

**Материалы конференции**

**Научное электронное издание**

Москва 2020

ББК 30.61  
УДК 621.7  
Э455

Издается по решению оргкомитета  
конференции

Подготовлено на кафедре технологии  
металлов

*Научное электронное издание*

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

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

Э455 Третья международная конференция «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии»: Материалы конференции /ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» 12-15 ноября 2019 года – М.: Издательство МЭИ, 2020. Свободный доступ <http://ebw2019.mpei.ru/>

ISBN 978-5-7046-2310-6

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

ISBN 978-5-7046-2310-6

© Национальный исследовательский  
университет «МЭИ», 2020

## Программный комитет Конференции

### *Председатель:*

**РОГАЛЕВ Николай Дмитриевич** д.т.н., профессор, ректор НИУ «МЭИ»

### *Члены:*

**БЕЛЕНЬКИЙ Владимир Яковлевич** д.т.н., профессор, декан МТФ, ПНИПУ

**ZENKER Rolf** Prof. Dr.-Ing. habil., Germany

**PANG Shengyong** Dr., Associate Professor, State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology School of Materials Science and Engineering Huazhong University of Science and Technology, China

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

**БРАВЕРМАН Владимир Яковлевич** д.т.н., доцент, профессор кафедры САУ, СибГАУ им. М.Ф. Решетнева

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

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

**ЗАЛЕССКИЙ Виталий Геннадьевич** д.ф.м.н., профессор, директор ФТИ НАН Беларуси

**КАЗАКОВ Валентин Алексеевич** д.т.н., профессор, президент компании «Технология машиностроения»

**КАЗАНЦЕВ Александр Георгиевич** д.т.н., профессор, зав. отделом прочности АО «НПО ЦНИИТМАШ»

**КОВАЛЬ Николай Николаевич** д.т.н., профессор, зам. директора по научной работе 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"

**МЛАДЕНОВ Георги** д.т.н., профессор, чл.-корр. Болгарской академии наук, Институт электроники Болгарской академии

**ПОБОЛЬ Игорь Леонидович** д.т.н., доцент, директор НИЦ Физико-технического института НАН Беларуси

**САМОКРУТОВ Андрей Анатольевич** д.т.н., профессор, каф. ЭИ, НИУ «МЭИ»

**HASSEL Thomas** Dr., Head of Underwater Technology Centre of Institute of Material Science of Leibniz University of Hannover, Germany

**BENIYASH Alexander** Lead Engineer of EBW-Group of Institute of Material Science of Leibniz University of Hannover, Germany

## Организационный комитет Конференции

### *Председатель:*

**ДРАГУНОВ Виктор Карпович** д.т.н., профессор, проректор НИУ «МЭИ» по научной работе

### *Заместители председателя:*

**ЛАСТОВИРЯ Вячеслав Николаевич** д.т.н., профессор, зав. кафедрой ОиТСП, Московский политехнический университет  
**МАТЮНИН Вячеслав Михайлович** д.т.н., профессор кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»  
**ЩЕРБАКОВ Алексей Владимирович** д.т.н., профессор кафедры ЭППЭ, НИУ "МЭИ"

### *Члены:*

**БАЛАШОВ Владимир Николаевич** д.т.н., профессор кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»  
**ВИХМАН Валерий Борисович** к.т.н., начальник отдела сварки и газотермических покрытий, ФГУП ЦНИИМ  
**ГОНЧАРОВ Алексей Леонидович** к.т.н., доцент кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»  
**ЛУНИН Валерий Павлович** д.т.н., доцент, директор АВТИ, НИУ «МЭИ»  
**ОСИПОВ Игорь Владимирович** к.ф.м.н., коммерческий директор компании ТЭТа  
**ЗЫЛЕВ Александр Юрьевич** зам. генерального директора по науке и производству ОАО «НИТИ «Прогресс»  
**РУБЦОВ Виктор Петрович** д.т.н., профессор кафедры ЭППЭ НИУ "МЭИ"  
**СЛИВА Андрей Петрович** к.т.н., доцент кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»  
**ТРУШНИКОВ Дмитрий Николаевич** д.т.н., профессор кафедры СПиТКМ, ПНИПУ  
**ЧУДИНА Ольга Викторовна** д.т.н., профессор кафедры Технологии конструкционных материалов, МАДИ

### Секретариат

*Общие вопросы и работа с русскоговорящими участниками*

**ТЕРЕНТЬЕВ Егор Валериевич** – доцент каф. Технологии металлов, НИУ «МЭИ»

**ЧЕПУРИН Максим Владимирович** – доцент каф. Технологии металлов, НИУ «МЭИ»

**РОДЯКИНА Регина Владимировна** – доцент каф. Технологии металлов, НИУ «МЭИ»

*Работа с иностранными участниками*

**МАРЧЕНКОВ Артем Юрьевич** – доцент каф. Технологии металлов, НИУ «МЭИ»

### Контакты Оргкомитета

Почтовый адрес: 111250, Москва, ул. Красноказарменная, 14, кафедра Техн. мет.

Тел. +7 (903) 717-90-25 (Оргкомитет), +7 (495) 362-77-22 (Председатель),

E-mail: [ebw2019@mail.ru](mailto:ebw2019@mail.ru), Сайт: <http://ebw2019.mpei.ru>

## Содержание

### РАЗДЕЛ 1.

#### **Теоретические основы обработки материалов концентрированными потоками энергии .....12**

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

Новые принципы газовихревой стабилизации в технологии  
воздушно-плазменной резки металлов.....13

*Муравьев В.И., Бахматов П.В., Григорьев В.В., Гаврилов М.С.*

Особенности распределения водорода в сварном шве, выполненного  
электронно-лучевой сваркой титановых сплавов.....24

*Бирюков В.П., Петровский В.Н., Панов Д.В., Ушаков Д.В.*

Влияние режимов лазерной обработки на параметры зон закалки и  
износостойкость стали 40Х.....33

*Бочарова О.А., Орешенко Т.Г., Тынченко В.С., Бочаров А.Н., Мурыгин  
А.В., Серегин Ю.Н.*

Применение программной среды COMSOL MULTIPHYSICS для  
моделирования тепловых полей в процессах ЭЛС  
и индукционной пайки.....39

*Balanovsky A.E., Gozbenko V.E., Kargapol'tsev S.K., Karlina A.I.,  
Karlina Yu.I.*

Evaluation of the influence of technological parameters on the width  
of the strengthened layer in plasma surface hardening of structural steels...48

*Курган К.А., Клопотов А.А., Устинов А.М., Абзаев Ю.А.,  
Потекаев А.И., Клопотов В.Д., Черемных В. А.*

Особенности эволюции деформационных полей в области сварного  
шва в титановом сплаве ВТ1-0 в субмикроструктурном  
состоянии при деформации растяжением. методом корреляции  
цифровых изображений.....54

*Серегин Ю.Н., Курашкин С.О.*

Моделирование энергии электронного пучка при электронно-лучевой  
сварке с применением функционала теплового поля.....62

*Ластовиря В.Н., Крылов К.А., Леонов А.В.*

О зависимости потерь мощности на излучение из паро-плазменного  
кратера при электронно-лучевой сварке от параметров его формы.....74

<i>Летягин И. Ю., Трушников Д. Н., Беленький В. Я., Феликан К.В., Панг Ш.</i> Исследование вторично-эмиссионных сигналов из зоны воздействия лазерного луча на металл при лазерной сварке в вакууме.....	83
<i>Люшинский А.В.</i> О роли промежуточных слоев при соединении фольги из палладиевого сплава с нержавеющей сталью сваркой давлением.....	92
<i>Мелюков В.В., Максимов А.Е.</i> Преимущества и условия применения метода моментов при моделировании режима сварки.....	95
<i>Дармаев А. Н., Морев С. П., Муравьев Э. К., Саблин В. М.</i> Особенности формирования электронного потока в электронно-оптических системах с автоэмиссионным катодом для установки электронно-лучевой сварки.....	102
<i>Назарько А.С., Плоmodityло Р.Л., Дмитренко Д.В.</i> Влияние молибдена на склонность к образованию горячих трещин системы Ni-Cr-Mo-W.....	109
<i>Петрухин Г.М.</i> Теоретические основы управления режимом электрохимической очистки сварных швов.....	115
<i>Москвитин Г.В., Пугачев М. С.</i> Влияние технологических параметров напыления на механические свойства газодинамических покрытий.....	121
<i>Родякина Р.В., Щербаков А.В., Гапонова Д.А.</i> Моделирование процесса ионизации металлов при ЭЛС.....	129
<i>Румянцев Е.Н., Драгунов В.К.</i> Стабилизация положения сварочной ванны относительно стыка при электронно-лучевой сварке.....	137
<i>Ольшанская Т.В., Федосеева Е.М.</i> Разработка методов прогнозирования микроструктуры сварного соединения применительно к температурно-временным режимам электронно-лучевой сварки.....	150

*Чудина О.В.*  
Конструкционная прочность сталей после лазерного легирования и азотирования.....157

*Шнеерсон В.Я.*  
К классификации периодических структур сварных швов, образованных при сварке металлов плавлением.....169

## **РАЗДЕЛ 2.**

**Технологии электронно-лучевой сварки и термообработки.....193**

*Михеев Р.С., Коберник Н.В., Калашников И.Е., Болотова Л.К., Колмаков А.Г.*  
Особенности нанесения алюмоматричных композиционных покрытий триботехнического назначения на стальные подложки.....194

*Hassel T., Beniyash A., Klimov G.*  
Non-Vacuum Electron Beam Welding and Cutting of Copper.....202

*Drimal D., Kolenic F., Simek M.*  
Creation of corrosion resistant coatings on ductile iron by re-melting flame sprayed layers using laser and electron beam.....214

*Permyakov G. L., Trushnikov D. N., Mindibaev M. K., Koleva E. G.*  
Numerical model of a hollow cathode arc discharge formation in vacuum...226

*Бачурина Д.М., Сучков А.Н., Гурова Ю.А., Севрюков О.Н.*  
Высокотемпературная пайка быстрозакаленными сплавами-припоями вольфрама и стали элементов конструкции первой стенки реактора ДЕМО.....231

*Терентьев Е. В., Марченков А. Ю., Гончаров А. Л., Слива А. П., Бородавкина К. Т.*  
Оптимизация режимов термической обработки разнородных сварных соединений из стали ЭП517 и сплава 36НХТЮ.....243

*Свиридов А.В., Грибков М.С., Хамматов Р.Р.*  
Электронно-лучевая сварка крупногабаритных кольцевых деталей переменного сечения.....251



<i>Загребин Д. С., Чирков А.М.</i> Применение технологии лазерной наплавки для восстановления валов оборудования теплоэнергоцентралей.....	265
<i>Зайцев А. Ю., Уваров А. А., Цветков Ю. О.</i> Оптимизация технологии электронно-лучевой сварко-пайки молибденового сплава ТСМ-7С с никелевым сплавом ЧС-57.....	272
<i>Мишигдоржийн У.Л., Улаханов Н.С., Милонов А.С., Семенов А.П.</i> Модификация поверхности стали 3Х2В8Ф нанесением В-А1-покрытий методами химико-термической и электронно-лучевой обработки.....	280
<i>Павлушин Н.В.</i> Зонная электронно-лучевая сварка.....	288
<i>Иванов А.М., Старков Д. А.</i> Восстановление торца пера компрессорной лопатки методом лазерной порошковой наплавки.....	303
<i>Терентьев Е.В., Слива А.П., Гончаров А.Л., Марченков А.Ю., Гуденко А.В., Жмурко И.Е.</i> Электронно-лучевая сварка технического титана и никеля.....	307
<i>Фидря Н.П., Семерич А.С.</i> Разработка технологии электронно-лучевой сваркопайки ниобиевого сплава со сталью 12Х18Н10Т.....	325
<i>Чулков И.С., Гончаров А.Л., Чулкова А.В.</i> Электронно-лучевая сварка в узкий зазор деталей большой толщины..	331
<b>РАЗДЕЛ 3.</b> <b>Аддитивные технологии и их применение.....</b>	<b>339</b>
<i>Karunakaran, K.P., Seema Negi, Athul Nambolan, Ashik Patel, Yogesh Patil, Milan Pandya, Sajan Kapil, Dmitriy Trushnikov, Michael Sealy and Alain Bernard</i> Challenges in Path Planning of High Energy Density Beams for Additive Manufacturing.....	340
<i>Мианджи Захра, Холопов А.А., Мисюров А.И., Мельникова М.А.</i> Особенности получения тонкостенных структур из нержавеющей стали методом коаксиального лазерного плавления.....	350

*Kargapol'tsev S. K., Balanovsky A. E., Gozbenko V. E.,  
Karlina Yu. I., Karlina A. I.*  
Possibility of obtaining complex form details using additive surface  
technology.....358

*Кисарев А.В., Коберник Н.В.*  
Формирование тонкой стенки из алюминиевого сплава при ее  
аддитивном выращивании в различных тепловых условиях.....363

*Сейдгазов Р.Д., Мирзаде Ф.Х.*  
Пороговые условия термокапиллярного формирования глубокой  
каверны в аддитивном процессе селективного лазерного плавления  
металлического порошкового слоя.....371

*Рожков К.А., Старков И.Н., Лялин А.Н., Ольшанская Т.В.,  
Корнилов С.Ю.*  
Аддитивная технология послойного выращивания изделий из  
жаропрочной стали с помощью электронного луча.....387

*Фортуна С.В., Гурьянов Д.А., Калашников К.Н., Колубаев Е.А.*  
Структурные особенности изделий из никелевого суперсплава,  
сформированных методом электронно-лучевого аддитивного  
производства.....394

#### **РАЗДЕЛ 4.**

**Оборудование для электронно-лучевой обработки .....401**

*Авдюшев В.В., Куниченко Г. В.*  
Задачи разработки адаптированного человеко-машинного интерфейса  
для управления зарубежным электронно-лучевым сварочным  
оборудованием.....402

*Антонович Д.А., Груздев В.А.*  
Опыт формирования совмещенных низкоэнергетических электронно-  
ионных пучков в плазменных источниках заряженных частиц.....408

*Блохина К. А., Девяткина Т.А., Медведев А. М., Старостенко А. А.,  
Цыганов А. С., Сизов М. М., Семенов Ю. И.*  
Диагностика пучка на установке электронно-лучевой сварки  
в ИЯФ СО РАН.....417

<i>Браверман В.Я., Богданов В.В., Оборин Л.А.</i> Автоматическое позиционирование электронного луча по стыку с анализом достоверности информации.....	428
<i>Дегтянников В.А., Смирнов И.Д.</i> Электромеханическая система с электронным управлением для установки электронно-лучевой сварки кольцевых швов в автоматическом режиме.....	433
<i>Дмитриева Е.Н.</i> Индустрия 4.0: трансформация сварочного производства.....	439
<i>Дружинина А. А., Лаптенко В. Д., Мурыгин А. В., Петренко В. Е.</i> Новый метод контроля положения стыка на рабочем токе при электронно-лучевой сварке.....	442
<i>Касицын А.Н., Агафонов Р.Ю., Леонов А.В., Григорьев Г.В.</i> Управление параметрами ЭЛС на основе данных системы сканирования зазора между свариваемыми кромками в процессе сварки.....	451
<i>Пономарев К.Е., Мосягин А.С.</i> Опыт модернизации установки электронно-лучевой сварки СВ112 на АО «НПО Лавочкина».....	458
<i>Палюченко В.А., Блинов М.Ф., Старостенко А.А.</i> Разработка магнитной системы для 3D принтера на базе установки ЭЛС ИЯФ СО РАН.....	466
<i>Прокопец В.В., Алякринский О.Н., Старостенко А.А., Цыганов А.С.</i> Видеонаблюдение за процессом ЭЛС.....	471
<i>Уваров А. А., Цветков Ю.О., Беззубко А.В., Корнилов С.Ю., Осипов И.В.</i> Опыт эксплуатации электронно-лучевого сварочного оборудования ТЕТА в атомной промышленности.....	481
<i>Шабанов И.Е., Жучков А.В., Ряжских В.И., Селиванов В.Ф., Дронов А.Б.</i> Математическое моделирование процесса подготовки вакуумных камер установок электронно-лучевой сварки.....	489

## **РАЗДЕЛ 5.**

### **Сварочное материаловедение. Контроль и диагностика сварных соединений.....501**

*Ковалев С.В., Портных А.И., Асламова В.Ю.*

Исследование сварных соединений из титанового сплава ВТ6С, выполненных электронно-лучевой сваркой, предназначенных для эксплуатации в криогенных условиях.....502

*Веремеева Н.О., Терентьев Е.В.*

Исследование механизма кристаллизации высокожаропрочного никелевого сплава ВВ751П в условиях сварки.....513

*Gozbenko V.E., Balanovsky A.E., Kargapol'tsev S.K., Karlina Yu.I., Karlina A.I.*

Research of metal texture after friction stir welding.....523

*Матюнин В.М., Гончаров А.Л., Марченков А.Ю., Жгут Д.А., Абусейф Н., Бободжанов А.*

Контроль механических свойств разнородных сварных соединений сталей разных структурных классов.....530

*Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Каримбеков М.А., Демидов А.Н., Волков П.В., Абусейф Н., Гераськин Е.И., Жгут Д.А.*

Оперативная оценка хладостойкости металла локальных зон сварных соединений.....538

## **Раздел 1.**

### **Теоретические основы обработки материалов концентрированными потоками энергии**

## Новые принципы газовихревой стабилизации в технологии воздушно-плазменной резки металлов\*

Анахов С.В.<sup>1</sup>, Пыкин Ю.А.<sup>2</sup>, Матушкин А.В.<sup>3</sup>

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

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

<sup>3</sup> Уральский федеральный университет (УрФУ), ООО НПО «Полигон», Екатеринбург, Россия

[sergej.anahov@rsvpu.ru](mailto:sergej.anahov@rsvpu.ru)

**Аннотация.** Применение новых принципов газовихревой стабилизации позволяет повысить эффективность и качество воздушно-плазменной резки металлов. Использование симметричной подачи плазмообразующего газа в газовихревую систему, использование двух расширительных камер и завихрителей со ступенчатым распределением газа по каналам газо-воздушного тракта и тангенциальной подачей газа в сопловой узел позволяет повысить равномерность распределения газового потока по сечению соплового узла плазматрона, улучшить кинематические и энергетические параметры плазменной дуги (струи) для однопоточных плазматронов серии ПМВР-5. Обжатие плазменного потока за счет потока вторичного газа в плазматронах серии ПМВР-9 (технология «узкоструйной плазмы») позволяет дополнительно повысить равномерность и кинематические характеристики плазменного потока на небольшом удалении от среза сопла плазматрона. Разработанные плазматроны позволяют существенно повысить производительность и энергоэффективность технологии резки, а также улучшить качество разделочных швов. При разделке новыми плазматронами конструкционных сталей средних толщин можно производить последующую сварку без дополнительной механической обработки разделочных швов.

**Ключевые слова:** плазматрон, проектирование, газовихревая стабилизация, сварной шов, качество, эффективность, чистовая резка.

**Abstract.** Application of new principles of gas-vortex stabilization allows to increase efficiency and quality of air-plasma cutting of metals. The use of symmetrical supply of plasma-forming gas to the gas-vortex system, the use of two expansion chambers and swirlers with a step distribution of gas through the channels of the gas-air path and tangential gas supply to the nozzle makes it possible to increase the uniformity of the gas flow distribution over the section of the plasma torch nozzle, improve the kinematic and energy parameters of the plasma arc (jet) for single-flow plasmatrons of the PMVR-5 series. Additional compression of the plasma flow due to the secondary gas flow in the PMVR-9 series plasma torches ("narrow-jet plasma" technology) makes it possible to further increase the uniformity and kinematic characteristics of the plasma flow at a small distance from the plasma torch nozzle. The developed plasma torches can significantly improve the performance and energy efficiency of cutting technology, as well as improve the quality of cutting seams. When

---

\* Статья опубликована по результатам работ, выполненных по госзаданию Министерства образования и науки № 13.10317.2018/11.12.

cutting with new plasmatrons of structural steels of medium thickness, subsequent welding can be performed without additional machining of the cutting seams.

**Keywords:** plasmatron, designing, gas swirl stabilization, a welded seam, quality, efficiency, acoustic safety, finishing cutting.

### **Введение**

Для разделки металлов для последующей сварки в настоящее время применяется несколько технологий [1]. Выбор той или иной технологии обусловлен, как правило, свойствами материалов, производственными условиями и финансовыми возможностями исполнителя и заказчика. Плазменная резка под сварку имеет много преимуществ по сравнению с конкурентными технологиями (лазерной, гидроабразивной, механической резкой), но, достаточно энергозатратна и, как правило, сопровождается дополнительными операциями по механическому удалению образующейся при резке зоны термического влияния (ЗТВ), удорожающими процесс. Поэтому вопрос качества разделочных швов (обеспечение точности, геометрии, шероховатости и т.д.) после плазменной резки является актуальным и решение его состоит в проектировании плазматронов, обеспечивающих необходимые параметры прецизионной разделки для последующей сварки (в том числе, без удаления ЗТВ).

Помимо качества реза при проектировании плазматронов для воздушно-плазменной резки металлов, как правило, обращают внимание также на производительность, энергоэффективность и надежность работы плазменного оборудования. Высокие значения данных показателей зависят, в первую очередь, от эффективности работы системы газодинамической стабилизации (СГДС) плазматрона [2]. Как правило, в современных плазматронах для резки металлов применяется способ газовихревой стабилизации (ГВС) с тангенциальной подачей плазмообразующего газа (ПОГ) в сопловой узел и дополнительным обжатием плазменной дуги (струи) на выходе из сопла вихревым потоком стабилизирующего газа (в технологии узкоструйной плазмы) [3]. Тангенциально закрученный поток газа формируется в вихревых камерах (завихрителях), количество, конструкция и расположение которых в плазматроне существенным образом определяет эффективность СГДС и качество резки металлов.

Используя в качестве параметра эффективности СГДС критерий равномерности распределения газового потока по сечению газозащитного тракта (ГВТ) и в сопловом канале плазматрона [4], авторами исследования было показано, что широко применяемый способ ГВС с однопоточной схемой подачи ПОГ в сопловой узел через единственный завихритель не обеспечивает равномерность

распределения газового потока по сечению из-за асимметрии подачи газа в расширительную камеру, расположенную перед завихрителем и ограниченных размеров самой камеры [5]. Для решения данной проблемы можно увеличить размеры камеры или использовать систему газодинамических фильтров в виде дополнительных препятствий в расширительной камере [6], что, однако, увеличивает трудоемкость изготовления и стоимость плазмотрона. По этой причине следует рассмотреть и другие возможности конструктивного улучшения системы газовихревой стабилизации металлорежущих плазмотронов.

### **Новые принципы газовихревой стабилизации**

По результатам сравнительного газодинамического анализа нескольких широко используемых и перспективных конструкций плазмотронов авторами были сформулированы основные методы и принципы газодинамического проектирования плазмотронов [2], позволяющие существенно улучшить параметры их эффективной работы:

1 – создание и оптимизация системы газодинамических фильтров в целях выравнивания потока ПОГ по всему ГВТ;

2 – разработка схем симметричной подачи ПОГ в целях уменьшения амплитудных колебаний потока, снижения радиальных и осевых градиентов скорости и зоны турбулентного смещения струи, создание условий для уменьшения вероятности сверхкритического истечения;

3 – профилирование ГВТ, катодного и соплового узла, выбор оптимальных значений проходных сечений участков ГВТ, равномерное распределение газового потока по тракту плазмотрона.

Применительно к участкам ГВТ плазмотрона, ответственным за формирование закрученного потока газа для обжата и стабилизации электрической дуги в качестве принципов проектирования были выбраны:

– выравнивание распределения потока газа по сечению, уменьшение перепадов давления газа и степени турбулентности в потоке ПОГ;

– снижение газодинамических потерь, оптимизация геометрии завихрителя (длина, количество и направление каналов, площадь сечения, шаг винта, форма входных и выходных сечений каналов);

– сопряженное (катод-сопло-завихритель) профилирование соплового узла для максимального обжата и стабилизации электрической дуги, создания условий для перемещения приэлектродных участков дуги по поверхности электродов, снижения турбулентных пульсаций (вероятности шунтирования и резонансного акустического излучения), формирования газодинамического и акустического профилей плазменной струи.

Данные принципы проектирования были реализованы авторами в конкретных конструктивных решениях, некоторые из которых (оптимизация размеров успокоительной камеры ГВТ и введение в неё



газодинамических фильтров в виде дополнительных сплошных и перфорированных стенок) были рассмотрены ранее и запатентованы [7]. За последнее время были предложены новые конструкции ГВТ плазмотронов, позволившие повысить эффективность СГДС как одноконтурных плазмотронов, так и двухконтурных, работающих по принципу узкоструйной плазмы (с системой двойного обжата плазменной дуги).

### **Новые плазмотроны**

В качестве моделей для исследования были взяты разработанные в авторской группе плазмотроны для резки металла ПМВР-5.1, ПМВР-5.2 и ПМВР-5.3 (производства ООО НПО «Полигон», г. Екатеринбург). Плазмотроны этого типа относятся к серии однопоточных плазмотронов ПМВР-5 со встроенным ступенчатым газодинамическим фильтром и повышенной производительностью для работы при токах до 200 А. Их конструкции имеют по сравнению с широко применяемым однотипным плазмотроном ПМВР-М модернизированную систему подготовки и выравнивания потока ПОГ перед входом в сопловой блок. Данная система включает в себя (последовательно): расширительную камеру, предварительный (формирующий) завихритель, 2-ю расширительную камеру и 2-й основной (стабилизирующий) завихритель. Отличие плазмотрона ПМВР-5.2 (рис. 1 и 2) от ПМВР-5.1 состоит в способе подачи ПОГ в камеру расширения. Как известно, асимметрия подачи ПОГ в расширительную (успокоительную) камеру является одной из основных причин низкой эффективности ГВС, наблюдаемой в большинстве плазмотронов с однопоточной схемой ГВТ. В целях минимизации влияния данного фактора в плазмотроне ПМВР-5.2 ПОГ подается в предварительный завихритель через два симметрично расположенных относительно оси плазмотрона отверстия, а в ПМВР-5.1 – через одно асимметричное отверстие.

Участок подачи газа в ФЗ помимо функции распределения потока по каналам выполняет роль отражателя, обеспечивая образование в кольцевом канале КС зон с обратной циркуляцией газа. После взаимодействия со стенкой ввода газа в ФЗ поток газа частично изменяет направление движения на радиальное, рассеивая кинетическую энергию и повышая интенсивность вихреобразования в пределах КС. Размеры камеры смещения на участке 3 ГВТ выбиралась по общепринятым конструктивным соображениям для плазмотронов подобного типа и в результате расчетных процедур [8]. Формирующий завихритель (ФЗ) имеет 4 канала ввода газа и расположен на расстоянии 4-5 калибров (13-16 мм) от точки ввода ПОГ в камеру смещения. Он предназначен для придания потоку ПОГ направления совпадающего с направлением закрутки 2-го основного завихрителя СЗ (участок 6). Сопловой узел

выполнен с использованием стандартных серийно выпускаемых пар сопла и катода.

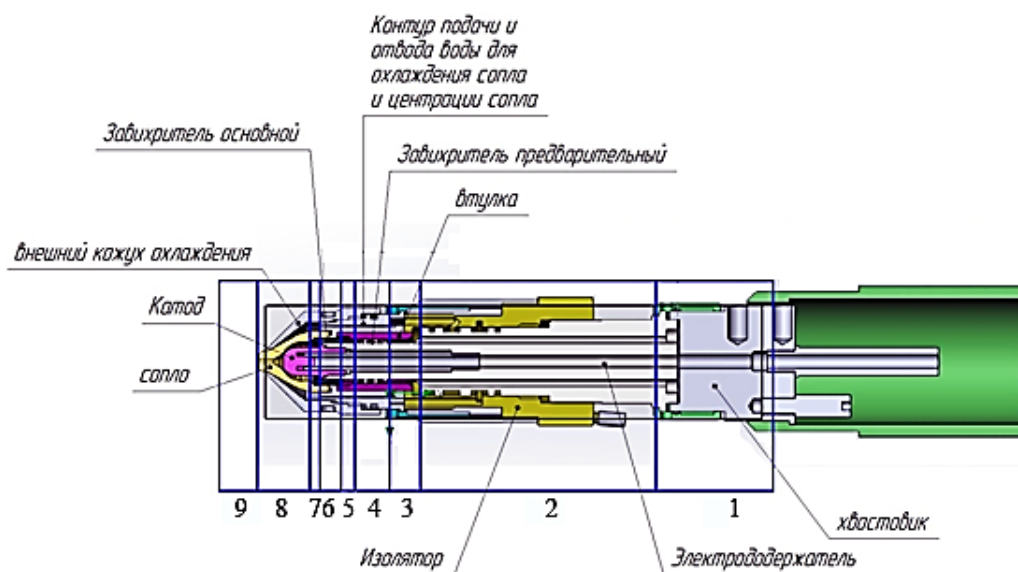


Рисунок 1 – Конструктивная схема плазмотрона ПМВР-5.2 с двумя завихрителями в системе газовыхихревой стабилизации:

- 1 – участок ввода газа, 2 – каналы подачи ПОГ в зону подготовки и выравнивания потока ПОГ (участки 3-6), 3 – расширительная камера смешения потоков (КС), 4 – предварительный (формирующий) завихритель (ФЗ),
- 5 – 2-я расширительная камера, 6 – 2-й стабилизирующий завихритель (СЗ),
- 7 и 8 – сопловой узел, 9 – зона свободной плазменной дуги



Рисунок 2 – Плазмотрон ПМВР-5.2

ГВТ плазмотрона ПМВР-5.3 построен по принципу ступенчатого выравнивания скорости потока ПОГ по сечению канала (т.е. газ поступает из одного канала в 2, потом из 2-х в 4 и т.д.). Заключительным звеном в данной цепочке является основной завихритель. В конструкции плазмотрона применены серийно выпускаемые катод А-141 и серия сопел к А-141 с выходным отверстием диаметром от 1,4 до 1,8 мм. Изначально в конструкции плазмотрона был применен серийный завихритель, устанавливаемый на катод А-141 (рис. 3а). Особенность конструкции данного завихрителя такова, что поток ПОГ, проходя через него, подается

по касательной относительно поверхности катода в плоскости перпендикулярной катоду. Таким образом, поток ПОГ на выходе из данного завихрителя имеет только радиальную составляющую скорости потока (рис. 3б).

Затем в конструкции плазмотрона вместо серийного был использован модернизированный завихритель (рис. 4а). Особенностью нового завихрителя стало изменение количества отверстий в соответствии с описанным выше принципом и добавлением наклона отверстий по отношению к оси плазмотрона. Поток ПОГ на выходе из такого завихрителя обладает не только радиальной, но и осевой составляющей скорости потока (рис. 4б и 4в).

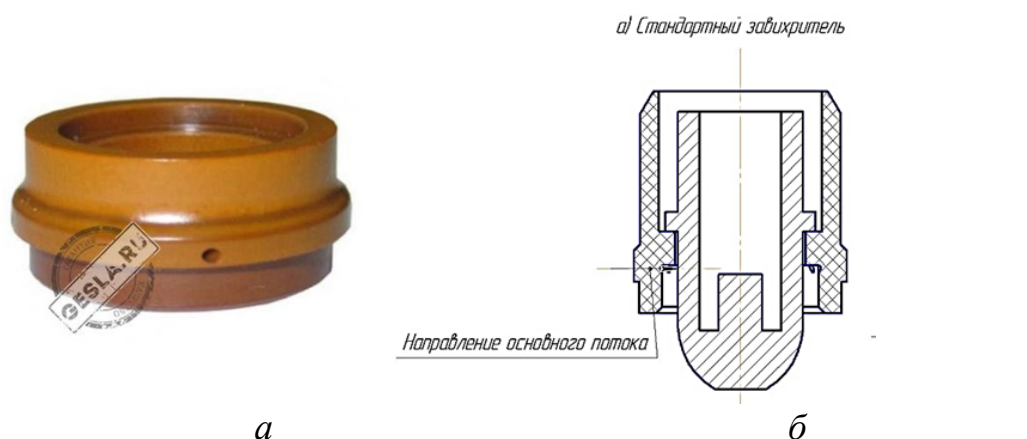


Рисунок 3 – Серийный завихритель для плазмотрона ПМВР-5.3:  
а – внешний вид, б – схема применения

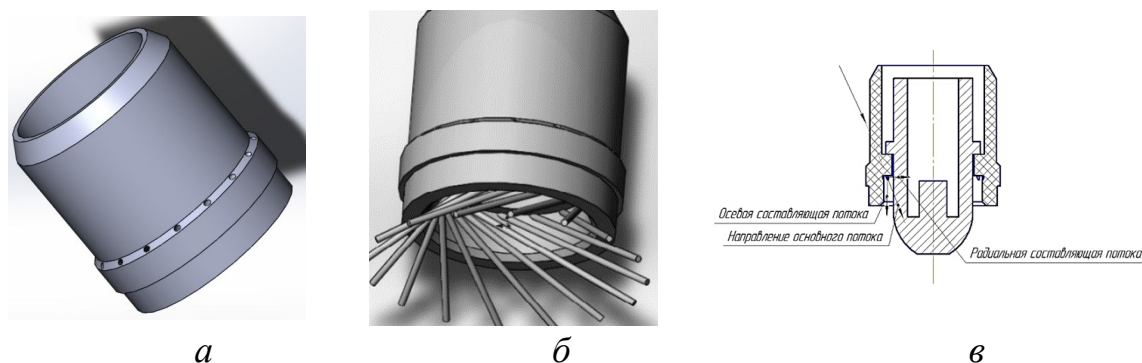


Рисунок 4 – Модернизированный завихритель для плазмотрона ПМВР-5.3:  
а – внешний вид, б – направление потока ПОГ в завихрителе,  
в – схема применения

Предложенные конструкции ГВТ плазмотрона могут быть использованы в двухпоточных плазмотронах с дополнительным обжатием плазменной струи («сжатая или узкоструйная плазма») в качестве основного контура для плазмообразующего потока газа. В качестве модели для исследований был взят разработанный в авторском коллективе плазмотрон ПМВР-9.1 (производства ООО НПО «Полигон»,

г. Екатеринбург) – из серии двухпоточных плазмотронов ПМВР-9 со встроенным газодинамическим фильтром и системой двойного обжата плазменной дуги (технология «узкоструйной плазмы») – рисунок 5.

Конструкция плазмотрона ПМВР-9.1 построена на разделении потока ПОГ на два – плазмообразующий и стабилизирующий – с отдельной подачей газа в сопловой узел. При этом сформированная за счет в основном вихревом плазмообразующем потоке плазменная дуга дополнительно обжимается (стабилизируется) за счет дополнительно закрученного вторичного газа на выходе из основного сопла плазмотрона (рис. 6).



Рисунок 5 – Плазмотрон ПМВР-9.1

### Результаты исследований

Для оценки влияния различных способов газовихревой стабилизации на эффективность работы плазмотронов были проведены расчеты кинематических свойств (локальной скорости) плазменной струи. Исследования были основаны на моделировании течения потока газа по каналам плазмотрона и в области его истечения, выполненном в среде SolidWorks в приложении Flowsimulation. В качестве исходных данных были использованы паспортные данные плазмотронов подобного типа по массовому расходу газа (общепотребимое значение – 0,011 кг/с). На выходе из сопла плазмотрона использовались параметры окружающей среды с нормальным атмосферным давлением. Расчет производился на холодной струе газа в пренебрежении нагревом плазменной дугой и теплообменом между потоком ПОГ и стенками каналов ГВТ плазмотрона. Определение скорости производилось на разном удалении от оси соплового канала и среза катода плазмотрона по параллельным оси линиям, в пределах цилиндрической области, ограниченной диаметром соплового канала (рис. 7).

Для анализа распределения скоростей газового потока  $V$  были использованы 3 статистических параметра:

1. Размах вариации  $R=V_{\max}-V_{\min}$ ,
2. Отношение вариации  $L=V_{\max}/V_{\min}$ ,
3. Коэффициент вариации  $F=S/(\bar{V})$ , где  $S$  – дисперсия  $V$ ,  $\bar{V}$  – средняя скорость.

Совокупность данных параметров позволяет сравнивать характеристики потоков как с точки зрения кинематических свойств струи,

так и с учетом равномерности распределения скоростей в сечении газового потока.

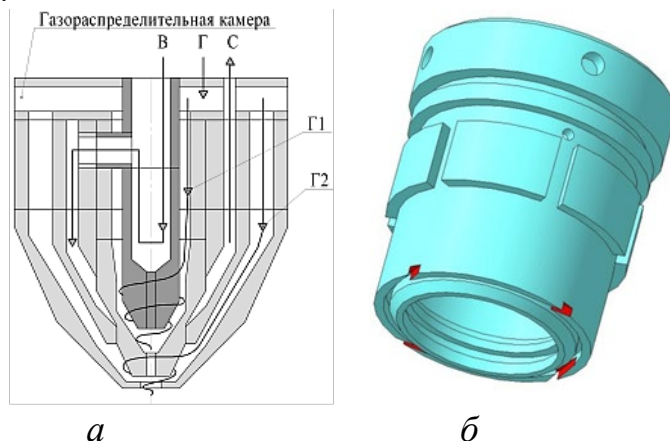


Рисунок 6 – Система газовихревой стабилизации плазматрона ПМВР-9.1:  
а – схема ГВТ, В, С – вход и слив системы охлаждения, Г – подача ПОГ в газораспределительную камеру, Г1, Г2 – плазмообразующий и стабилизирующий потоки; б – завихритель вторичного (стабилизирующего) потока

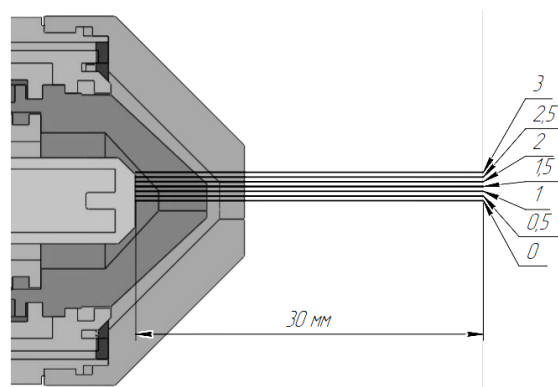


Рисунок 7 – Расчетная схема определения кинематических характеристик струи плазматрона ПМВР-5.3

Результаты расчетов скоростей в исследуемом режиме подачи ПОГ для различных способов газовихревой стабилизации в одно- и двухпоточных плазматронах представлены на рис. 8. Анализ представленных изображений позволяет сделать вывод об имеющихся различиях в распределении скоростей, определяющем форму, протяженность, кинематические и энергетические параметры плазменной струи.

Анализ представленных на рисунке 8 распределений скоростей (в соответствии со схемой рис. 6) позволяет сделать вывод о влиянии примененного в плазматроне ПМВР-5.3 нового завихрителя на кинематические свойства струи. Имеющаяся на срезе сопла неравномерность распределения скоростей по сечению канала по мере удаления от плоскости истечения струи становится существенно менее выраженной.

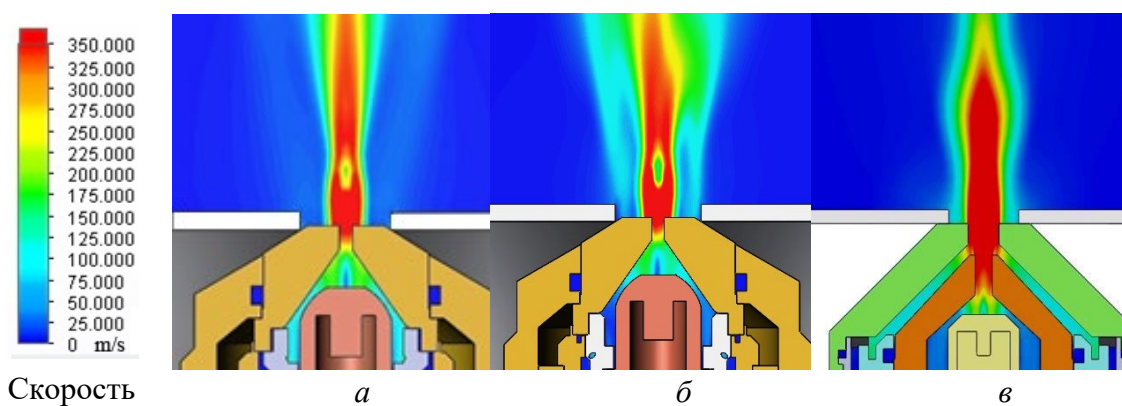


Рисунок 8 – Распределение скоростей в плазменной струе плазматронов:  
 а – ПМВР-5.3 с серийным завихрителем, б – ПМВР-5.3 с новым завихрителем,  
 в – ПМВР-9.1 (двойное сопло)

По сравнению с серийным применением нового завихрителя дает меньший разброс и более высокие средние значения скоростей по сечению струи на максимальном расчетном удалении от сопла. Фактически это свидетельствует о сохранении более высоких энергетических свойств на большей длине плазменной струи. В свою очередь, это должно положительно повлиять на вольтамперные характеристики дуги и ее способность к резке металла большей толщины с повышенной скоростью.

Последний вывод подтверждается данными, полученными в процессе резки плазматроном ПМВР-5.3. При резке пластины из стали 09Г2С толщиной 10 мм на токе в 90 А максимальная скорость резки была не более 1,1-1,2 м/мин. В результате применения модернизированного завихрителя максимальная скорость резки увеличилась до 1,5-1,6 м/мин. Благодаря примененным конструктивным решениям при проектировании ГВТ плазматрона ПМВР-5.3 и его системы охлаждения удалось увеличить на 15-20% предельно допустимый ток резания для катода и сопла А-141, используемых в конструкции. Технология резки была выбрана с учетом возможного дальнейшего использования тонколистовой (толщиной до 20-25 мм) стали для производства стыковых сварных соединений (резка под углом 90 ° плазматрона) или для сварки стали средней (25-40 мм) толщины (рез с разделкой кромок под углом 30 ° плазматрона).

Применение дополнительного обжатия основного плазмообразующего потока в плазматроне ПМВР-9.1 позволяет существенно снизить характерные для плазматрона ПМВР-5.3 неоднородности распределения скоростей, возникающие на срезе сопла из-за срыва резко расширяющегося потока. Кроме того, струя плазматрона ПМВР-9.1 обладает более высокими кинетическими свойствами (имеет более высокие максимальные скорости), чем струя плазматрона ПМВР-5.3. Однако, подобные преимущества наблюдаются лишь в пределах удаления на 15-20 мм от среза катода. На больших

расстояниях наиболее высокие показатели равномерности распределения и кинетических свойств имеет плазмотрон ПМВР-5.3 с новым завихрителем, что подтверждается графиками статистических распределений кинематических характеристик, представленных на рис. 9. Рост данных показателей, в свою очередь, должен сказаться на увеличении производительности и качества резки.

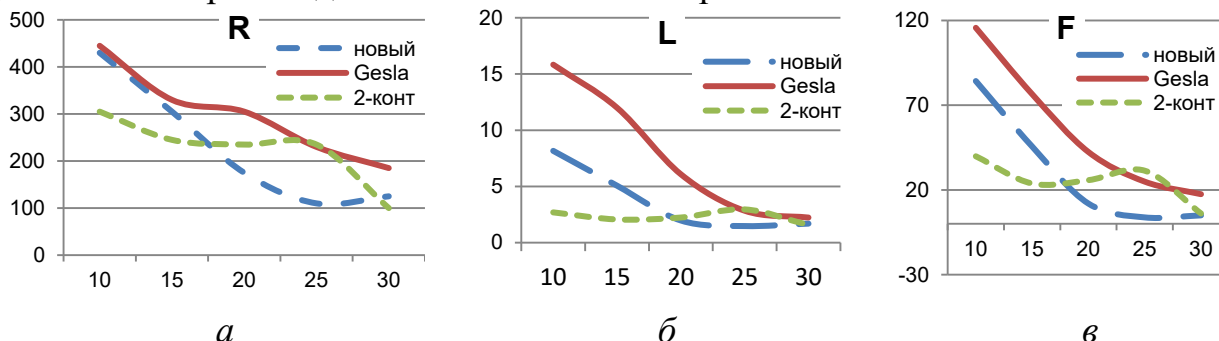


Рисунок 9 – Статистические распределения кинематических характеристик в зависимости от удаления от среза сопла плазмотронов (ПМВР-5.3 с серийным (Gesla) и новым завихрителями и 2-контурного ПМВР-9.1)

Исследование качества реза были проведены с применением плазмотрона ПМВР-5.2 в лаборатории микромеханики ИМАШ УрО РАН. Результаты исследований показали, что на пластинах из стали 09Г2С можно получить разделочные швы со средней (7-9 мкм) и максимальной (48 мкм) шероховатостью поверхности, соответствующей 1 классу качества по ГОСТ 14792-80.

Зоны термического воздействия имеют градиентную структуру с плавно возрастающей долей перлита до 100 % его содержания вблизи поверхности резания. Высокие скорости охлаждения при резании под углом  $30^\circ$  привели к образованию на поверхности бесструктурного мартенсита с толщиной зоны, не превышающей 30 мкм. Измерения твердости показали, что требование СТО Газпром 2-2.4-083 по значениям твердости ( $\leq 300$  HV) полностью выполнимо при плазменной резке пластин из стали 09Г2С при угле наклона плазмотрона  $90^\circ$ , что позволяет использовать разделочные швы на тонколистовой стали под сварку без удаления зон термического влияния. После характерной для сварки стали средних толщин разделки кромок резкой под углом  $30^\circ$  требуется механическое удаление поверхностного слоя толщиной не более 40 мкм, что также свидетельствует о применимости разработанных плазмотронов для чистовой резки под сварку.

### Заклучение

Применение новых принципов газовихревой стабилизации позволяет повысить эффективность и качество воздушно-плазменной резки металлов. Использование симметричной подачи

плазмообразующего газа в газовихревую систему, использование 2-х расширительных камер и завихрителей со ступенчатым распределением ПОГ по каналам ГВТ и тангенциальной подачей газа в сопловой узел позволяет повысить равномерность распределения газового потока по сечению соплового узла плазмотрона, улучшить кинематические и энергетические параметры плазменной дуги (струи) для однопоточных плазмотронов серии ПМВР-5. Дополнительное обжатие плазменного потока за счет потока вторичного газа в плазмотронах серии ПМВР-9 (технология «узкоструйной плазмы») позволяет дополнительно повысить равномерность и кинематические характеристики плазменного потока на небольшом удалении от среза сопла плазмотрона. Фактически, данные результаты указывают на направления внедрения данных плазмотронов: однопоточных ПМВР-6 – для прецизионной резки металлов средних (до 40 мм) толщин, двухпоточных узкоструйных ПМВР-9 – для скоростной высокоточной резки металлов толщиной до 20-25 мм.

Разработанные плазмотроны позволяют существенно повысить производительность и энергоэффективность технологии резки, а также улучшить качество разделочных швов. При разделке новыми плазмотронами конструкционных сталей средних толщин можно производить последующую сварку без дополнительной механической обработки разделочных швов.

### Литература

1. *Кайдалов А.А.* Современные технологии термической и дистанционной резки конструкционных материалов. – К.: Экотехнология, 2007. – 456 с.
2. *Анахов С.В.* Принципы и методы проектирования плазмотронов. – Екатеринбург: Изд-во Рос. гос. проф.-пед. ун-та, 2018. – 165 с.
3. Плазменные электротехнологические установки / В.С. Чередниченко, А.С. Аньшаков, М.Г. Кузьмин. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2011. – 602 с.
4. *Шалимов М.П., Анахов С.В., Пыкин Ю.А., Матушкин А.В., Матушкина И.Ю.* Оценка эффективности газовихревой стабилизации в плазмотронах для резки металлов // Сварка и диагностика, 2018. № 2. С. 57-61.
5. *Anakhov S.V., Pykin Yu.A., Matushkin A.V.* Investigation of systems for gas vortex stabilization of plasma torches // Welding International. 2016. Volume 30. Issue 4. P. 310-314.
6. *Anakhov S.V., Pykin Yu.A., Matushkin A.V.* Gas vortex stabilization in plasma torches: new solutions // Welding International. 2016. Volume 30. Issue 5. P. 408-412.
7. *Пыкин Ю.А., Анахов С.В., Матушкин А.В.* Патент на изобретение «Плазмотрон» № 2584367 от 11.03.2015 (опубликовано 20.05.2016).
8. *Анахов С.В., Пыкин Ю.А., Матушкин А.В.* Повышение эффективности системы газовихревой стабилизации в плазмотронах для высокоточной резки металлов // Сварочное производство. 2019. № 4. С. 27-30.



## Особенности распределения водорода в сварном шве, выполненного электронно-лучевой сваркой титановых сплавов

Муравьев В.И., Бахматов П.В., Григорьев В.В., Гаврилов М.С.  
ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный университет»  
[mim@knastu.ru](mailto:mim@knastu.ru)

**Аннотация.** В настоящей работе приведены результаты исследования распределения водорода в сварных соединениях, выполненных электронно-лучевой сваркой титановых сплавов ВТ20 и ВТ23. Распределение водорода в сечении сварных соединений измеряли в зонах: сварного шва, зоне термического влияния и основном металле посредством спектрального анализа с применением низковольтного импульсного разряда на спектрографе ИСП-51. Установлено, что пики водорода в неразъемных соединениях выполненных электронно-лучевой сваркой в отличии от аргонодуговой сварки находятся не только в зоне термического влияния, а преимущественно в центральной части сварного соединения. Химическим анализом изломов неразъемных соединений, исследованных с применением сканирующего растрового электронного микроскопа Hitachi S-3400N установлено, что поры в сварных соединениях выполненных электронно-лучевой сваркой возникают в следствии десорбции в расплав капиллярно-конденсированных загрязнений находящихся в дефектах торцах кромок, из-за возникновения перед фронтом расплавленной ванны твердофазного соединения. Выявлено, что на появление изменений содержания водорода, с образованием дефектов, оказывают влияние: температурные условия разогрева свариваемых кромок, скорость сварки, толщины свариваемых заготовок.

**Ключевые слова:** титановые сплавы, электронно-лучевая сварка, водород в сварных соединениях, порообразование, капиллярно-конденсированная влага, фрактограммы изломов сварных соединений, дефекты поверхности стыкуемых кромок

### Введение

Одним из наиболее перспективных материалов для многих областей применения в авиакосмической технике являются титановые сплавы благодаря их высокой удельной прочности, сопротивлению усталости, вязкости разрушения и коррозионной стойкости и также хорошей свариваемости. Однако свойства сварных соединений титановых сплавов ниже, чем у основного деформированного металла и к тому же титановые сплавы склонны к порообразованию при сварке и образованию холодных трещин после сварки [2-4].

Наиболее перспективной перед традиционными методами сварки плавлением титановых конструкций, особенно больших толщин (до 200 мм и более) [5] является электронно-лучевая сварка (ЭЛС). Преимущества ЭЛС перед другими методами сварки являются: более надёжная защита зоны сварки от газов атмосферы; малая ширина зоны термического влияния (ЗТВ) и малая ширина шва; возможность однопроходной сварки

больших толщин; при ЭЛС рабочее расстояние «электронная пушка – изделие» можно изменять в значительных пределах без существенного изменения параметров шва. Рабочее расстояние выбирается в пределах 50 – 120 мм для низковольтных пушек и 50 – 500 мм – для высоковольтных. При этом изменение рабочего расстояния в процессе сварки на 1 – 5 мм не оказывает существенного влияния на качество соединения; отклонение потока электронов в магнитном поле осуществляется практически безынерционно, что дает возможность перемещать электронный луч по сложным контурам по программе с использованием электронно-вычислительной техники; существенное в 8 – 10 раз – снижение энергетических затрат по сравнению с другими дуговыми методами; возможность локальной термической обработки расфокусированным лучом непосредственно после сварки. И тем не менее ЭЛС титановых сплавов сопровождается образованием дефектов в металле шва присущих наряду с другими методами сварки плавлением только ЭЛС [6-8].

Основной дефект швов при ЭЛС титана и его сплавов – пористость [10] которая может снижать предел выносливости до 60% [11] по сравнению с основным металлом.

В работе [10] показано, что газовые примеси в титане и в первую очередь водород, не только влияют на механические свойства сварных соединений и работоспособность конструкций в целом, но и являются причиной пористости швов. Из всего многообразия гипотез порообразования в сварных швах титановых сплавов наиболее достоверной, и постоянно подтверждаемой другими исследователями [9] является гипотеза при аргонодуговой сварке (АрДЭС) попадания готовых зародышей в расплавленную ванну из заваренных перед фронтом сварочной ванны дефектов, заполненных загрязнениями (влажгой и др.).

Исследований по распределению водорода в сварном шве, выполненного ЭЛС практически мало и в основном оценка осуществляется по результатам АрДЭС. В работе [12] рассматривается механизм порообразования при лазерной сварке и распространяют на ЭЛС, при этом отсутствуют данные по распределению водорода в сварном шве после ЭЛС.

Целью настоящей работы ставилось исследовать распределение водорода в сварном шве (СШ) и околошовной зоне титановых сплавов после ЭЛС.

### **Методика проведения исследований**

Исследования проводили на образцах из сплавов ВТ23 и ВТ20, толщина заготовок для сплава ВТ23 составляла 50 и 70 мм, для ВТ20 60 мм. ЭЛС заготовки толщиной 50 мм производили без подготовки поверхности под сварку на установке 30Е3000. Поверхности кромок темплетов из сплавов ВТ23 и ВТ20 с толщинами 70 и 60 мм

соответственно, подготавливалась по базовой технологии, ЭЛС выполняли на установке КЛ-144. Режимы ЭЛС темплетов приведены в табл. 1.

**Таблица 1**

**Режимы электронно-лучевой сварки**

ЭЛУ	Марка сплава	Протяженность шва, мм	Толщина заготовки, мм	Режимы сварки			
				$I_w$ , мА	$I_f$ , мА	$F$ , мм	$V_{св}$ , мм/с
30E3000	BT23	130	50	415	600	200	7
КЛ-144	BT20	60	60	470			10
КЛ-144	BT23	93	70	470			

*Примечание:*  $I_f$  - ток фокусировки;  $I_w$  – ток сварки;  $F$  – расстояние от торца пушки до детали;  $V_{св}$  – скорость сварки

Раскрой сварных темплетов производили на автоматическом лентопильном станке фирмы Danobat с применением охлаждающей эмульсии.

Исследовали фрактографию изломов и анализ химического состава в зонах сплавления, порах и выплесках на сканирующем растровом электронном микроскопе Hitachi S3400N.

Из всего многообразия методов распределения водорода в СШ и ЗТВ после ЭЛС титановых сплавов выбрали спектральный метод с применением низковольтного импульсного разряда, включающий так называемый «метод 3-х эталонов» [13] (для построения калибровочного графика) на спектрографе ИСП-51 в соответствии с ОСТ 90034-81.

Для возбуждения спектра водорода [14] использовали низковольтный импульсный разряд при ёмкости 2000 МкФ и рабочем напряжении 220 В. Градуировочные графики строились в координатах  $S-IgC$ , где  $S$  – абсолютное почернение линий водорода  $\lambda$  6562,8 Å. В качестве линий сравнения был использован фон около линий кремния Si  $\lambda$  6347, Si  $\lambda$  6371. Для построения графика использовался комплект стандартных образцов.

**Результаты исследований и их обсуждение**

Как видно из данных рисунков 1, 2, 3 распределение водорода в сварном шве титановых сплавов, выполненных ЭЛС имеет сложный характер и в значительной степени отличается от распределения водорода в сечении сварного шва, выполненного АрДЭС в среде защитных газов [15]. При этом показано, что изостерические давления в металле, возникающие в отдельных участках сварного соединения в связи с неравномерностью нагрева и, следовательно, растворимости, вызывают возникновение направленных диффузионных потоков водорода, что приводит к появлению пиков его концентрации у зоны сплавления.

В нашем случае появление пиков наблюдается не только в зоне сплавления, а и в центральной части сварного шва (рис. 1).

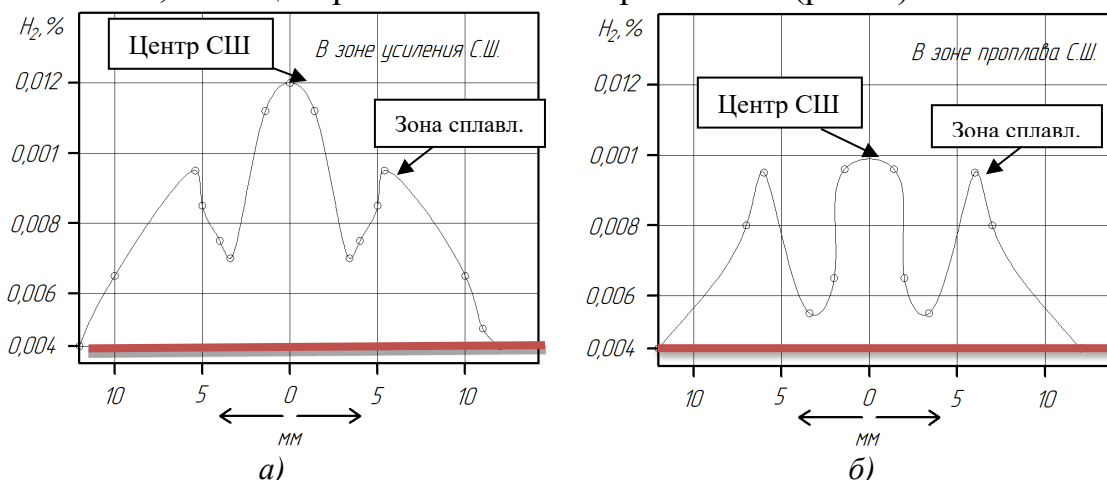


Рисунок 1 – Распределение содержания водорода по сварному шву сплава ВТ23, выполненного на установке 30Е3000 с толщиной 50 мм: а – зона усиления; б – корневая зона; — — — — — исходное состояние

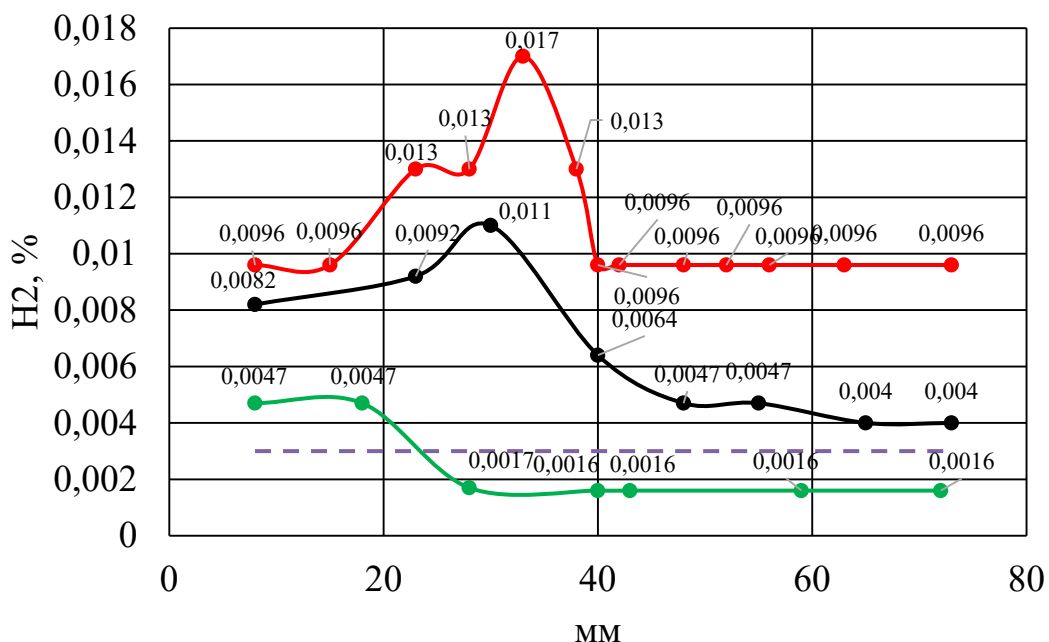


Рисунок 2 – Распределение водорода вдоль сварного шва из сплава ВТ23 по зонам: ■ - по линии сплавления; ■ - по центру СШ; ■ - по промежутку между линиями сплавления и центром СШ; ■ - исходное состояние

Наиболее подробно распределение водорода приведено в работе [16], впервые обнаруженное на ММЗ «Опыт» им. А.Н. Туполева. При этом закономерности распределения водорода следуют из периодического переноса насыщенного водорода в металле передней расплавленной зоны в зону, расположенную сзади луча, и приводит к периодическому распределению водорода вдоль шва, причём в этом принимают участие, как вещества, адсорбированные на поверхности свариваемых кромок, так и растворённый в основном металле водород.

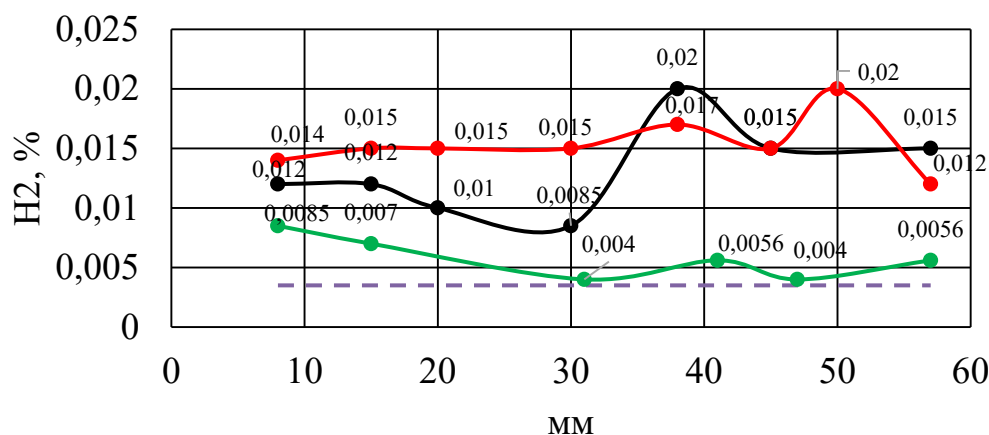


Рисунок 3 – Распределение водорода вдоль сварного шва из сплава ВТ20 по зонам: ■ - по линии сплавления; ■ - по центру СШ; ■ - по промежутку между линиями сплавления и центром СШ ближе к линии сплавления; ■ - исходное состояние

Как известно [17] титановые сплавы длительное время не находили широкого применения в авиастроении из-за значительного содержания газовых примесей, особенно водорода, что приводило к преждевременному хрупкому разрушению, т.е. до тех пор когда металлурги не научились получать титановые сплавы с регламентированным содержанием газовых примесей (водорода 0,015%; кислорода 0,15%; азота 0,05%).

В наших исследованиях исходное содержание водорода составило в сплавах: ВТ20 ( $h = 60$  мм) – 0,0035%; ВТ23 ( $h = 75$  мм) – 0,003; ВТ23 ( $h = 50$  мм) – 0,004%. Поэтому водород, растворенный в указанных количествах, практически не может оказывать влияние на образование пор и концентрированное распределение водорода в СШ, чего не скажешь о веществах не просто адсорбированных, а капиллярно-конденсированных на поверхности стыкуемых кромок, как это было указано в работах [7, 9, 13].

В дополнение к сказанному поля напряжений в шве оказывают существенное влияние на распределение водорода, поскольку ЭЛС в значительной степени отличается от АрДЭС, образуя узкий и глубокий шов в виде клина с довольно узкой зоной термического влияния с формированием значительных внутренних напряжений.

Как известно [19-20] плавление электронным лучом происходит по передней стенке углубления кратера (зона соединяемых кромок) – расплавленный металл сдвигается по боковым стенкам к задней, где он кристаллизуется. При этом ЭЛС приводит к интенсивному образованию парогазовой плазмы за счёт интенсивного испарения материала. Давление отдачи паров, покидающих зону плавления, прогибает поверхность сварочной ванны, и в расплаве формируется глубокий и узкий канал проплавления, жидкие стенки которого удерживаются давлением паров [21, 22].

Температурные условия разогрева свариваемых кромок будут зависеть от мощности установки ЭЛС, скорости сварки, толщины свариваемых заготовок. По мере удаления от шва максимальные температуры нагрева  $t_{max}$  снижаются. После достижения  $t_{max}$  в любой точке зоны термического влияния происходит охлаждение в основном за счет теплоотвода в более холодный металл. Скорость нагрева  $w_n$  и скорость охлаждения  $w_o$  каждого участка ЗТВ зависит от величины  $t_{max}$ . Таким образом, для ЗТВ характерны неравномерность нагрева и связанные с ней напряженное состояние, деформации, фазовые и структурные изменения.

Таким образом величина  $t_{max}$  будет влиять в широких пределах на плавление в зоне сплавления расплава со стенками металла кратера – от возможного выплеска расплава на стенку и образования пустоты (слипания) либо частичного плавления границ зерен из-за разницы диффузионных процессов в объеме зерна и на границе сплавления, об этом свидетельствует химический состав зоны сплавления (табл. 2), а также результаты исследований в работе [23].

**Таблица 2**

Химический состав линий сплавления и пор сварного соединения сплава ВТ23, с толщиной 50 мм

Легирующий элемент	Линия сплавления	Пора	Линия сплавления	Пора	Линия сплавления	Пора
Al	5,29	7,53	4,81	4,23	5,93	6,15
N	0,00	0,00	0,00	2,47	0,00	0,00
O	9,25	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Ti	75,09	76,97	85,74	82,40	84,83	84,63
Si	0,00	0,43	0,00	0,00	0,00	0,00
V	3,33	5,24	5,21	7,43	1,62	7,57
Cr	0,00	1,59	0,98	0,54	2,98	1,27
Fe	2,25	0,59	1,07	1,08	0,90	0,69
Zr	1,25	3,01	0,16	0,12	1,60	0,18
Mo	3,54	4,62	2,03	1,72	2,14	3,39

И наконец последнее,  $t_{max}$  стенок достаточная для плавления по объему зерен при взаимодействии с расплавом под давлением парогазовой плазмы. Низкое качество поверхности стыкуемых кромок (значительная насыщенность капиллярно-конденсированными загрязнениями) приведет к попаданию готовых зародышей пор (ККВ загрязнений) и увеличенному содержанию водорода (из продуктов десорбции загрязнений) в сварном шве. Об этом свидетельствуют процессы хрупкого разрушения, линии скольжения и двойникования на внутренней поверхности поры после механического воздействия (растяжение, удар), см. рисунок 4 и химический состав на поверхности пор (табл. 2).

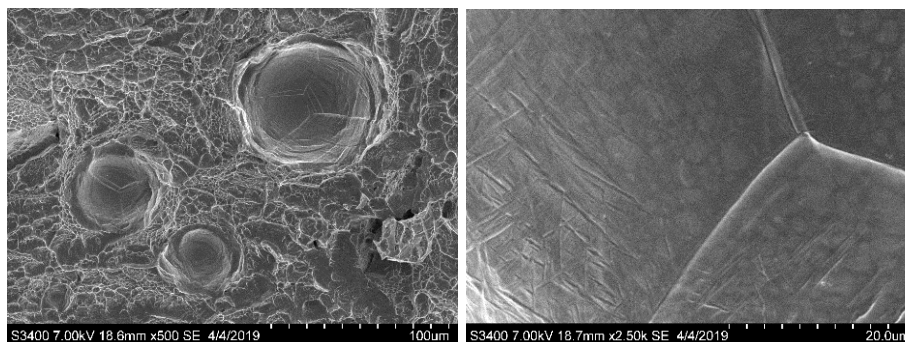


Рисунок 4 – Линии скольжения и двойникования на поверхности поры

Распределение водорода вдоль сварного шва сплавов ВТ20 и ВТ23 находится в полной зависимости от преимущественного порообразования при ЭЛС, максимумы по линии сплавления и центру СШ, минимум (близкие по содержанию водорода в ОМ) по промежутку между центром СШ и линией сплавления (рис. 2, 3). Причем неравномерность распределения водорода по зонам определяется температурой соединяемых в процессе ЭЛС кромок.

Для сплава ВТ23 при двусторонней ЭЛС, более равномерное распределение водорода в сварном шве наблюдается на втором участке сварного шва (рис. 2), что можно объяснить влиянием первого прохода сварки на качество поверхности заготовок.

О сложности процесса формирования сварного шва и распределения водорода в нем свидетельствует изменение химического состава в сечении кратера в усилении и корне сварного шва в момент окончания сварки, в местах сплавления, порах и на поверхности (табл. 3).

Существенное изменение химического состава наблюдается в тупиковой зоне проплавления (корневые дефекты в виде пикообразований) в технологической подложке (табл. 4).

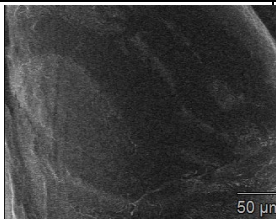

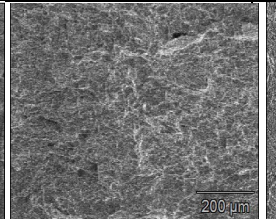
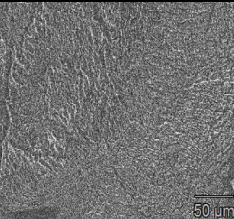
**Таблица 3**

Изменение химического состава на поверхности излома кратера сварного соединения на исходе электронного луча

Легирующий элемент	Поверхность		Пора		Линия сплавления	
	Усиление	Корень	Усиление	Корень	Усиление	Корень
Al	4,26	5,35	4,03	4,68	7,84	5,25
N	0,00	0,00	3,32	0,00	0,00	0,00
C	1,73	0,00	2,58	2,75	0,00	1,87
O	21,71	24,79	0,00	0,00	38,54	0,00
Ti	49,96	55,55	83,83	81,57	47,42	85,21
Si	0,31	0,00	0,31	0,04	0,10	0,26
V	7,93	0,00	3,22	7,21	3,67	5,38
Cr	1,63	3,89	0,61	0,00	0,64	0,71
Fe	7,75	0,00	0,09	2,00	0,57	0,00
Zr	0,00	2,93	0,00	0,00	0,71	0,00
Mo	3,69	7,50	2,00	1,75	0,87	1,30

Таблица 4

Изменение химического состава на поверхности излома технологической подложки в корне шва

Лег. элементы	Содержание, в процентах			
	Выплеск		Линия сплавления	Сварное соединение
	На кромке	В центре		
				
Al	6,40	6,21	4,44	5,86
Ti	84,84	82,50	86,68	83,80
Si	0,39	0,00	0,30	0,28
V	5,54	5,84	5,58	3,80
Cr	1,51	1,33	0,71	4,36
Fe	0,00	1,37	0,93	1,37
Zr	0,00	0,00	0,00	0,39
Mo	1,32	2,76	1,36	2,17
N	0,00	0,00	0,00	0,00
C	0,00	0,00	0,00	0,00
O	0,00	0,00	0,00	0,00

### Заключение

Исследованиями распределения водорода в сварных швах, выполненных ЭЛС выявлено существенное отличие от распределения водорода в сварных соединениях, выполняемых АрДЭС титановых сплавов. Если при АрДЭС в сечении сварного шва наблюдаются пики с повышенным содержанием водорода в зонах сплавления и отсутствием их в центре сварного шва, то при ЭЛС четко наблюдаются пики повышенного содержания водорода в сечении сварного шва, как в зоне сплавления, так и в центре сварного шва.

Температурные условия разогрева свариваемых кромок в зависимости от мощности установки ЭЛС, скорости сварки, толщины свариваемых заготовок приводят к появлению существенных изменений содержания водорода от вида образования дефектов: недостаточная температура разогрева кромок – выплеск металла и слипание; расплавление по границам зерен и переход расплава в сварочную ванну с образованием субмикropористости и плавление кромок по объему зерен приводит к образованию пористости за счет попадания готовых зародышей пор (замкнутых областей заполненных ККВ).

### Литература

1. Григорьев В.В. Исследование возникновения специфических дефектов электронно-лучевой сварки (ЭЛС) титановых сплавов / В.В. Григорьев, В.И. Муравьев, П.В. Бахматов // Сварочное производство. 2019. № 4. С. 36-42.



2. Кузнецов А.А., Муравьев В.И., Дёмышев П.Г. Особенности формирования металла шва при электронно-лучевой сварке (ЭЛС) конструкций из титановых сплавов // А.А. Кузнецов, В.И. Муравьев, П.Г. Дёмышев / Современные проблемы машиностроения. Труды IV Международной научно-технической конференции. Томск 26-28 ноября. 2008. С. 403-408.
3. Братухин А.Г., Муравьев В.И., Долотов Б.И. и др. Штамповка, сварка, пайка и термообработка титана и его сплавов в авиастроении. М.: Машиностроение, 1997. – 600 с.
4. Полуфабрикаты из титановых сплавов / В.К. Александров, Н.Ф. Аношкин, Г.А. Бочвар и др. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с.
5. Лопатко А.П., Карташов Л.Г., Ткачев Л.Г. Определение глубины проплавления при ЭЛС металлов больших толщин // V Всесоюз. конф. по ЭЛС. – Киев: Наук. Думка, 1997. С. 16-19.
6. Электронно-лучевая сварка / Под ред. Б.Е. Патона. – Киев: Наук. Думка. 1987. – 256 с.
7. Муравьев В.И. Проблемы порообразования в сварных швах титановых сплавов // МИТОМ. 2005. №7. С. 30-37.
8. Замков В.Н., Шевелев А.Д. Образование пор в сварных соединениях титанового сплава ВТ6, выполненных ЭЛС // Автоматическая сварка. 1979. № 12. С. 50-54, 57.
9. Редчиц В.В., Фролов В.А., Казаков В.А., Лукин В.И. Пористость при сварке цветных металлов. – М.: Издательский центр «Технология машиностроения», 2002. – 448 с.
10. Справочник по сварке цветных металлов / Гуревич С.М. отв. ред. Замков В.Н. – 2-е изд., перераб. и доп. Киев: Наук. Думка. 1990. – 512 с.
11. Сварные соединения титановых сплавов / В.Н. Маисеев, Ф.Р. Куликов, Ю.Г. Кириллов и др. – М.: Металлургия, 1979. – 248 с.
12. Сейдгазов Р.Д. Экспресс-проектирование технологии лучевой сварки с минимизацией порообразования / Р.Д. Сейдгазов // Международная конференция электронно-лучевая сварка и смежные технологии «Национальный Исследовательский Университет» «МЭИ» 17-20 ноября 2015 года: сборник материалов и докладов – М.: Издательство МЭИ, 2015. С. 554-565.
13. Муравьев В.И., Бахматов П.В., Лончаков С.З., Григорьев В.В. Определение содержания водорода в титановых сплавах в ходе технологического цикла // Сварочное производство. 2018. № 3. С. 14-20.
14. Конструкционные материалы: Справочник / Б.Н. Арзамасов, В.А. Брострем, Н.А. Буше и др.; под общей ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.
15. Влияние режимов термической обработки на остаточные напряжения в сварных соединениях технического титана / И.М. Чертов, А.С. Карпенко, А.П. Островой и др. // Автоматическая сварка. 1981. № 8. С. 68-69.
16. Братухин А.Г., Колачев Б.А., Садков В.В. и др. Технология производства титановых самолетных конструкций. – М.: Машиностроение, 1995. – 448 с.
17. Современные технологии авиастроения / Коллектив авторов; Под. ред. А.Г. Братухина, Ю.Л. Иванова. – М.: Машиностроение, 1999. – 832 с.
18. Фролов В.А. Технология сварки плавлением и термической резки металлов: Учеб. пособ. М.: Альфа М, Инфра-М. 2011. – 447 с.
19. Назаренко О.К. Электронно-лучевая сварка / О.К. Назаренко, Е.И. Истомина, В.Е. Локшин. – Харьков: Машиностроение, 1985. – 127 с.
20. О температуре в канале проплавления при электронно-лучевой сварке / Д.Н. Трушников, Е.С. Саломатова, В.Я. Беленький, Е.Г. Колева, Г.М. Младенов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2013. Т. 15. № 6-2. С. 505-511.
21. Kaplan A.F.H. Analysis of the keyhole and weld pool dynamics by imaging evaluation and photodiode monitoring / A.F.H. Kaplan, P. Norman, I. Erikson // Proceeding of LAMP2009 – the 5th International Congress on Laser Advanced Materials Processing. 2009. P. 1-6.
22. Cho, W.-I. Numerical simulation of molten pool dynamics in high power disk laser welding / W.-I. Cho, S.-J. Na, C. Thomy, F. Vollertsen // Journal of Materials Processing Technology. 2012. 212. P. 262-275.
23. Курган К.А., Клименов В.А., Чумаевский А.В., Клопотов А.А. Структура сварных соединений наноструктурированного титанового сплава ВТ6, полученных при электронно-лучевой сварке / К.А. Курган, В.А. Клименов и др. // Материалы и технологии новых поколений в современном материаловедении. Сборник трудов Международной конференции с элементами научной школы для молодежи. Национальный исследовательский Томский политехнический университет. 2015. С. 111-115.

## Влияние режимов лазерной обработки на параметры зон закалки и износостойкость стали 40Х

В.П. Бирюков<sup>1</sup>, В.Н. Петровский<sup>2</sup>, Д.В. Панов<sup>2</sup>, Д.В. Ушаков<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ИМАШ РАН, 4, М. Харитоньевский пер., Москва, 101990, Россия

<sup>2</sup> Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», 31, Каширское шоссе, Москва, 115409, Россия

E-mail: [laser-52@yandex.ru](mailto:laser-52@yandex.ru)

**Аннотация.** В работе представлены результаты металлографических и трибологических исследований зон лазерного упрочнения стальных образцов. Проведен полный факторный эксперимент по лазерному упрочнению с изменением расстояния от фокальной плоскости, мощности излучения и скорости обработки. По уравнениям регрессии получены закономерности изменения глубины и ширины зон закалки. При низкочастотном поперечном сканировании лазерного луча до 100 Гц получены зоны упрочнения шириной 20 мм и глубиной 1,4-2,0 мм за один проход. Износостойкость закаленных зон в 3,68 раза выше материала основы.

### Введение

Лазерное упрочнение мартенситной нержавеющей стали AISI 416 с содержанием углерода 0,167% проводили на образцах с размерами 55×10×7,5 мм с исходной твердостью 155 HV[1]. Использовали лазер Nd:YAG фирмы «Рофин-Синар» с максимальной мощностью излучения 2,2 кВт. Лазерный луч фокусировали до диаметра 2 мм на поверхности образца. Отработку режимов лазерной закалки осуществляли на мощности излучения 0,7 и 1 кВт при скорости перемещения луча 0,5; 1; 2; и 3 м/мин. Максимальная глубина закалки 0,9 мм с микротвердостью 400–700 HV получена при мощности излучения 1 кВт и скорости перемещения луча 0,5 м/мин. Испытания на износ выполняли по схеме диск (диаметр 73 мм, твердость 63 HRC) – палец (7×7,5×10 мм). Линейная скорость перемещения диска 8,4 м/мин. Нагрузка на образце при испытании 50 Н. Установлено, что минимальная интенсивность изнашивания составила 0,001 г/мин для образцов, обработанных со скоростью перемещения луча 0,5–1 м/мин и мощностью излучения 0,7–1 кВт. Что соответствует интенсивности изнашивания эталонных образцов этой стали после объемной закалки.

Лазерная термообработка поверхности стали Сk45 создает микроструктуру с 91,65% игольчатого мартенсита и 8,35% остаточного аустенита [2]. Твердость мартенсита достигает до 850 HV, а остаточного аустенита 400–600 HV. Испытания на износ выполняли по схеме диск – палец при нагрузке 30 Н, скорости перемещения 0,7-1,49 см/с. Твердость диска составляла 385 HV. Продолжительность каждого испытания была 10 минут. Износостойкость образцов закаленных лазером в два раза выше, чем исходной стали.

В работе определено влияние дефокусировки луча волоконного лазера на глубину и ширину зон лазерного упрочнения, режимов обработки на параметры закаленных зон при низкочастотных поперечных колебаниях луча.

### Материалы и методы

Для лазерного упрочнения использовали образцы стали 40Х с размерами 12×20×70 мм выполняли с помощью лазерного комплекса на основе волоконного лазера ЛС2, оснащенного оптической головкой FLWD50L закрепленной на подвижном фланце руки робота KUKA. Диаметр транспортного волокна 100 мкм, фокус коллимирующей линзы 160 мм, фокусирующей линзы 500 мм. Обработку выполняли при мощности излучения лазера 1000 и 1800 Вт, скорости перемещения луча 10 - 18 мм/с, дефокусировке луча в пределах 25 – 200 мм.

Металлографические исследования проводили с использованием микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 0,98 Н, цифровой микроскоп АМ413МL. металлографический микроскоп Альтами МЕТ 1С.

Во второй серии опытов с помощью метода полного факторного эксперимента (ПФЭ) определяли влияние режимов обработки на параметры упрочненных дорожек. В качестве факторов эксперимента были выбраны мощность излучения  $P$ , Вт, скорость обработки  $V$ , мм/с, и дефокусировка луча  $Z$ , мм. Для построения математических моделей в качестве откликов системы рассматривались глубина  $H$  и ширина  $B$  зон лазерной закалки. В таблице 1 представлены исходные данные. В настоящей работе помимо учета влияния факторов эксперимента на отклик, учитывались все возможные взаимодействия факторов между собой.

Уравнение регрессии имеет вид [3]:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{1,2}x_1x_2 + b_{1,3}x_1x_3 + b_{2,3}x_2x_3 + b_{1,2,3}x_1x_2x_3 \quad (1)$$

где:  $y$  – отклик системы;  $x$  – кодированные переменные;  $b$  – коэффициенты уравнения регрессии.

**Таблица 1.** Сводная таблица кодирования переменных ПФЭ

Фактор $x_i$	Верхний уровень фактора $x_i^+$	Нижний уровень фактора $x_i^-$	Центр плана $x_i^0$	Интервал варьирования $\Delta_i$
$P$ (Вт)	1800	1000	1400	400
$V$ (мм/с)	18	10	14	4
$Z$ (мм)	150	100	125	25

По окончании экспериментов изготавливались шлифы по стандартной методике и производились трехкратные измерения глубины и ширины закаленных зон. В расчете определялись все возможные взаимодействия факторов. Поскольку выполнялся ПФЭ  $2^3$ , количество экспериментов составило 8 для каждой серии.

В третьей серии экспериментов широкополосную лазерную закалку выполняли при поперечных колебаниях луча относительно вектора скорости перемещения луча с использованием гальваносканера с частотой колебаний зеркала до 100 Гц. Испытания на износостойкость выполняли на машине трения МТУ-01 по схеме плоскость (образец) - кольцо (контроль образец, сталь 40Х, HRC 48-52) при нагрузке 2 МПа. В качестве смазочного материала использовали масло ТП22С.

### Результаты исследований и обсуждение

По результатам металлографических исследований упрочненных зон в первой серии экспериментов построены графики зависимости глубины и ширины зон закалки от изменения расстояния до фокальной плоскости  $Z$  при погонной энергии луча 100 Дж/мм на рис.1 (а, б). Глубина и ширина зоны закалки изменяется практически линейно в интервале 100-150 мм и поэтому этот участок можно описать уравнениями регрессии первого порядка [4].

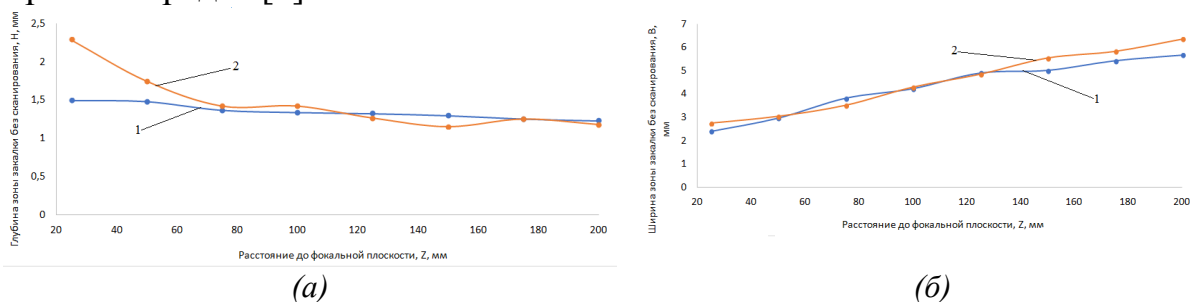


Рисунок 1 – Зависимость глубины (а) и ширины (б) зон лазерной закалки стали 40Х от дефокусировки луча: 1 –  $V = 10$  мм/с,  $P = 1000$  Вт, 2 -  $V = 18$  мм/с,  $P = 1800$  Вт

Во второй серии экспериментов получены уравнения регрессии при дефокусировке луча 100 – 150 мм. Глубина зон упрочнения:

$$H = 1,25 + 0,196 \frac{P-1400}{400} - 0,172 \frac{V-14}{4} + 0,05 \frac{Z-125}{25} - 0,001 \frac{P-1400}{400} \frac{V-14}{4} - 0,043 \frac{V-14}{4} \frac{Z-125}{25} - 0,049 \frac{P-1400}{400} \frac{Z-125}{25} + 0,0072 \frac{P-1400}{400} \frac{V-14}{4} \frac{Z-125}{25} \quad (2)$$

где  $P$  – мощность излучения лазера, Вт;  $V$  – скорость перемещения луча, мм/с;  $Z$  – расстояние до фокальной плоскости, мм.

Ширина зоны упрочнения:

$$B = 4,701 + 0,37 \frac{P-1400}{400} - 0,275 \frac{V-14}{4} - 0,514 \frac{Z-125}{25} + 0,102 \frac{P-1400}{400} \frac{V-14}{4} + 0,134 \frac{V-14}{4} \frac{Z-125}{25} + 0,250 \frac{P-1400}{400} \frac{Z-125}{25} - 0,006 \frac{P-1400}{400} \frac{V-14}{4} \frac{Z-125}{25} \quad (3)$$

По уравнениям регрессии проведены расчеты и сопоставлены с результатами эксперимента. Расчетные значения отличаются от фактических значений глубины и ширины зон закалки не более чем на 5%. Регрессионные модели зависимостей типа Н (Р, V), В (Р, V) введены в табличный редактор MsExcel и построены сравнительные поверхности для этих функций (рисунок 2). Превалирующее влияние на геометрические параметры зон закалки имеет мощность излучения (рисунок 2). С увеличением мощности растут ширина и глубина зоны закалки. С ростом скорости перемещения глубина и ширина закаленных зон уменьшается. Однако при Z=100 мм при меньших значениях скорости ширина изменяется незначительно (рисунок 2 в), что связано с расходом энергии на плавление поверхности материала образца. С увеличением дефокусировки (диаметра) луча глубина зон закалки уменьшается, а ширина возрастает.

На рисунке 3 показаны микрошлифы упрочненной стали 40Х с шириной и толщиной зоны закалки 20 мм и 1,4-2,0 мм соответственно, полученные при дефокусировке луча Z=150 мм, мощности излучения P=1800 Вт на различных скоростях обработки с применением поперечных колебаний луча до 100 Гц. Микротвердость зон лазерной закалки изменялась в пределах 7240 – 7900 МПа.

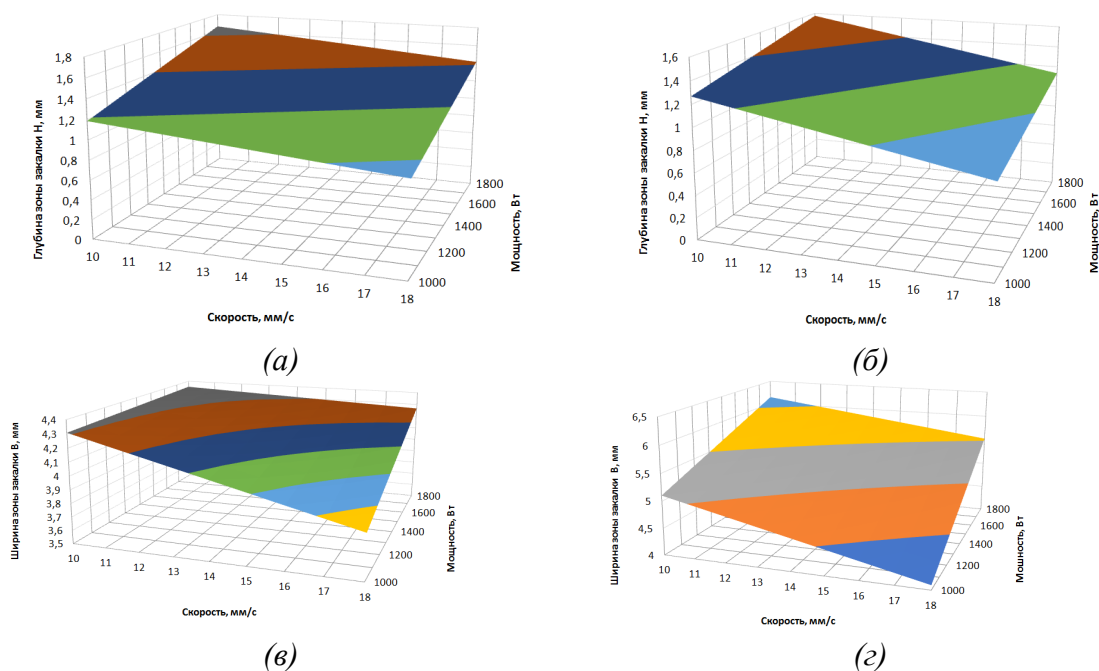


Рисунок 2 – Влияние режимов обработки на глубину Н и ширину В зон закалки при дефокусировке луча Z: а и в – Z =100 мм и б и г – Z =150 мм

Результаты сравнительных испытаний на износ представлены на рисунке 4. Первый столбик показывает интенсивность изнашивания  $J = 1,98 \cdot 10^{-9}$  материала основы нормализованной стали 40Х. Второй столбик интенсивность изнашивания  $J = 0,532 \cdot 10^{-9}$  закаленных образцов с шириной зоны 20 мм.

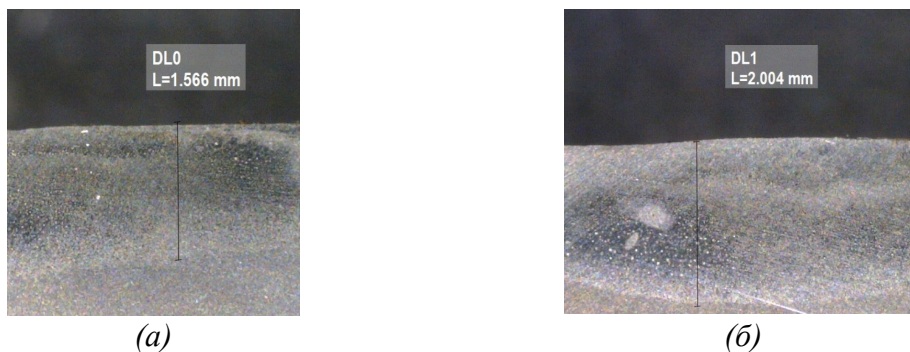


Рисунок 3 – Микрошлифы зон упрочнения стали 40Х с поперечными колебаниями луча до 100Гц

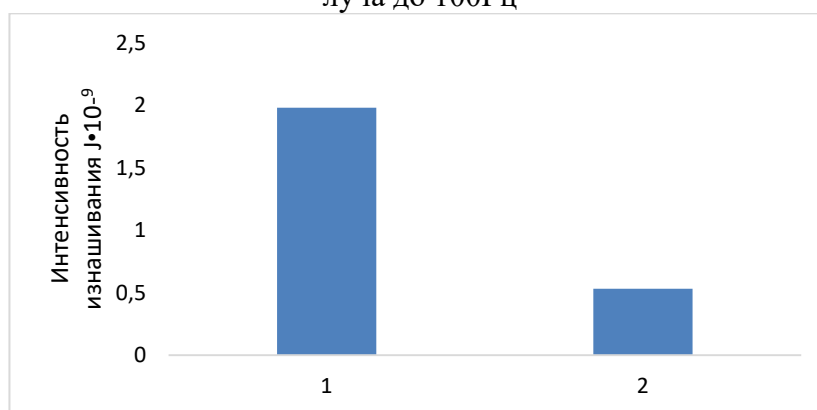


Рисунок 4 – Результаты испытаний на износ: 1 – материал основы, 2 – закаленный слой

### Заключение

Получены линейные уравнения регрессии при дефокусировке луча 100-150 мм позволяющие рассчитать глубину и ширину зон закалки с погрешностью не более 4%. Построенные поверхности показывают закономерность изменения глубины и ширины закаленных зон от режимов обработки. Отработана технология лазерного упрочнения шириной 20 мм с глубиной слоя 1,5-2,0 мм за один проход при поперечных колебаниях луча до 100 Гц. Износостойкость поверхностей трения при широкополосной лазерной закалке возрастает в 3,68 раза по сравнению с нормализованной сталью 40Х.

### Литература

1. Al-Sayed S R 2017 Characterization of a Laser Surface-Treated Martensitic Stainless Steel *Materials* **10**
2. Adel K M 2014 Enhancement of Dry Sliding Wear Characteristics of CK45 Steel Alloy by Laser Surface Hardening *Procedia Materials Science* **6** 1639 – 1643

3. Evdokimov Yu A, Kolesnikov V I, Teterin A I 1980 *Planning and analysis of experiments in solving friction and wear problems*. Moscow. Science.

4. Biryukov V P 2017 Experimental determination of parameters of hardened zones during laser hardening of cast irons and steels *Journal Photonics* **2** 22-32

УДК 004.942

## **Применение программной среды COMSOL MULTIPHYSICS для моделирования тепловых полей в процессах ЭЛС и индукционной пайки\***

Бочарова О.А., Орешенко Т.Г., Тынченко В.С., Бочаров А.Н.,  
Мурыгин А.В., Серегин Ю.Н.

Сибирский государственный университет науки и технологий имени  
академика М.Ф. Решетнева (СибГУ им. М.Ф. Решетнева), г. Красноярск

e-mail: [shyx\\_89@mail.ru](mailto:shyx_89@mail.ru)

**Аннотация.** Для обеспечения функционирования космического аппарата и его бортовой аппаратуры в соответствии с заданной программой применяются системы волноводных трактов, состоящие преимущественно из алюминиевых сплавов с улучшенными массогабаритными и электротехническими параметрами. При сборке элементов волноводных трактов, а именно тонкостенной трубы прямоугольного сечения, муфты и фланца применяется индукционная пайка. Поэлементная сборка облегченных волноводных трактов, с применением метода индукционной пайки, связано с рядом технологических сложностей: неравномерное распределение температурных полей, разнотолщинность паяемых изделий и особенности конструкции индукторов. Также индукционная пайка резко криволинейных участков волновода с применением технологии индукционного нагрева в некоторых случаях невозможна. В таком случае применяются технологии ЭЛС и другие виды. В статье рассматривается исследование и создание математических моделей распределения температуры при электронно-лучевом и индукционном нагревах в зависимости от технологических параметров в системе Comsol.

### **Введение**

Для обеспечения функционирования космического аппарата и его бортовой аппаратуры в соответствии с заданной программой применяются системы волноводных трактов, состоящие преимущественно из алюминиевых сплавов с улучшенными массогабаритными и электротехническими параметрами. При сборке элементов волноводных трактов, а именно тонкостенной трубы прямоугольного сечения, муфты и фланца применяется индукционная пайка. Применение данного способа пайки позволяет получать паяные соединения волноводных труб с толщиной стенки от 0,5 мм с более массивными фланцами (толщиной до 7 мм), муфтами и уголками. Индукционная пайка тонкостенных волноводных трактов из алюминиевых сплавов – сложный технологический процесс, обладающий

---

\* «Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, Правительства Красноярского края, Красноярского краевого фонда науки в рамках научного проекта: «Математическое и физическое моделирование процессов, происходящих при индукционной пайке трубопроводов в защитных средах», проект № 18-48-242006



рядом особенностей: неравномерное распределение температурных полей, являющееся следствием разнотолщинности паяемых изделий, а также особенностей конструкции индукторов, представляет наибольшую сложность при отработке и последующем воспроизведении технологических параметров процесса индукционной пайки. Относительно небольшая разница температуры плавления припоя СВАК12 (577–580 °С) и температуры плавления основного материала АД31 паяемых волноводных труб, муфт и фланцев (659–663 °С), при средней скорости индукционного нагрева 20–25 °С/сек., требует точной отработки и воспроизведения технологических режимов процесса пайки и, как следствие, высокой квалификации персонала [1]. Также при пайке резко криволинейных участков волновода с применением технологии индукционного нагрева в некоторых случаях невозможна. В таком случае применяются технологии ЭЛС, аргонодуговой сварки или пайки в солевой ванне [2].

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) является эффективным способом соединения деталей и узлов из алюминиевых сплавов. КПД электронно-лучевого нагрева, зависящий от порядкового номера элемента в периодической системе, для алюминия ( $\eta = 0,89$ ) выше, чем для других цветных металлов (например, по сравнению с медью - на 16 %, с ниобием - на 22 %) [3].

Для понимания процесса соединения элементов волноводных трактов необходимо провести моделирование процессов нагрева данных элементов при методах электронно-лучевой сварки и индукционной пайки.

### **Методика проведения исследований**

Исследование температуры в зоне нагрева произведено путем численного моделирования в пакете программ «Comsol Multiphysics» - программной среды, обеспечивающей все этапы моделирования (определение геометрических параметров, описание физики, визуализация), позволяющей моделировать любые физические процессы, которые могут быть представлены в виде системы дифференциальных уравнений в частных производных.

Примененная расчетная сетка более подробна в окрестности луча для адекватного решения задачи моделирования. Исследуемая среда считается изотропной линейной, а тепловое поле сварочного процесса – квазистационарным [4, 8].

Решение соответствующей краевой задачи осуществляется на основе ее конечно-элементной аппроксимации с последующим применением итерационного метода. Модель источника (электронного луча) приведена на рисунке 1.

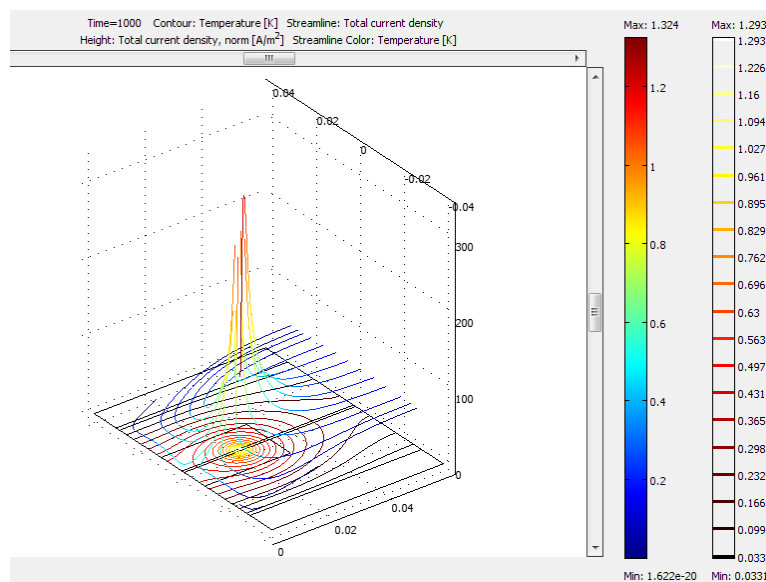


Рисунок 1 – Модель нагрева электронным лучом

Для решения системы линейных уравнений, формирующихся при решении уравнений с частными производными, использована специализированная библиотека UMFPACK (библиотека включает прямые и итерационные алгоритмы). Данная библиотека для работы использует разреженные матрицы, т. к. обязательно возникает необходимость решать системы линейных уравнений с очень большим числом переменных, но при этом соответствующие матрицы имеют большое количество нулевых элементов, т. е. являются разреженными. Использование специальных библиотек позволяет хранить в памяти только ненулевые элементы и значительно ускорить процесс решения [4, 8].

На рисунке 2 представлены результаты моделирования температуры в нагреваемом изделии в различные моменты времени.

Конечно-элементная сетка для выполнения расчетов на трехмерной модели, использованная в работе, представлена на рисунке 3. В области нагрева сетка выполнена более плотной для повышения точности выполняемых программно расчетов.

Для первоначальной оценки протекания процесса индукционной пайки волноводных трактов также используем программный продукт COMSOL Multiphysics. Начнем с самого простого элемента волноводной сборки – трубы.

Для этого рассмотрим систему труба – индуктор, показанную на рисунке 4. Процесс пайки волновода происходит при подборе минимальных зазоров между волноводом и индуктором. Минимальными величинами зазоров нашей технологической задачи, между индуктором и волноводом, являются зазоры  $h_1$  и  $h_2$  от 1 до 2 мм.

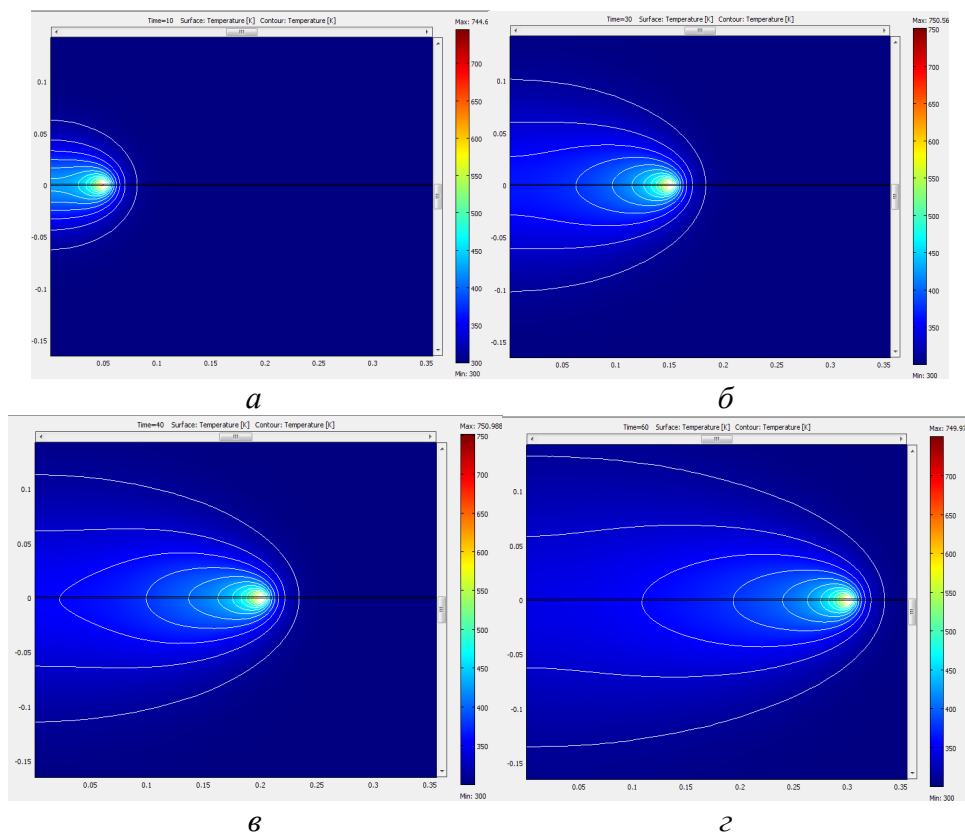


Рисунок 2 – Моделирование температурного поля при электронно-лучевом нагреве в моменты времени  $t =$ : а – 10 с, б – 30 с, в – 40 с, г – 60 с

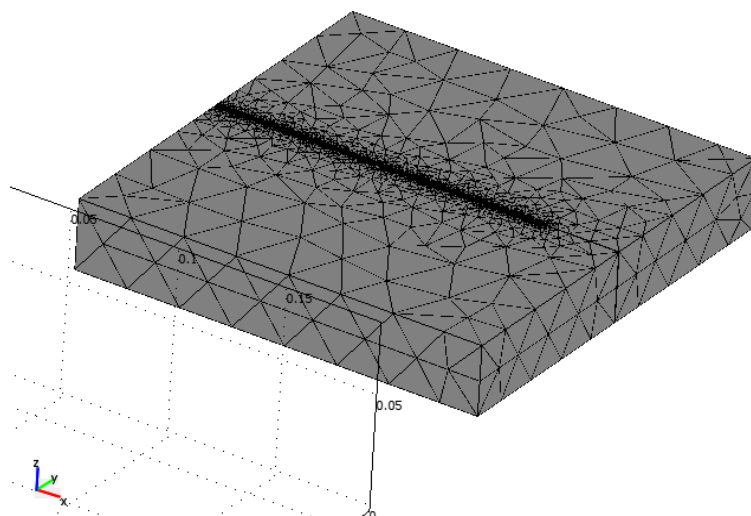


Рисунок 3 – Сетка моделирования

Для предварительного анализа индукционного нагрева в системе «труба – индуктор» построим упрощенную визуальную мультифизическую модель. Данная система будет представлена в виде двухмерной модели. Первый этап начинается с описания геометрии и материалов. Выбранная геометрия, представленная на рисунке 5, составлена из прямоугольного индуктора и трубы. После этого каждой детали присвоили свой материал. Для индуктора из библиотеки

материалов выбрали элемент медь (Copper), волноводу подобран элемент, который соответствует характеристикам алюминия АД31, в библиотеке материалов Comsol представлен международный аналог Aluminum 6063-T83, удовлетворяющий свойствам алюминия для изготовления волноводных трактов.

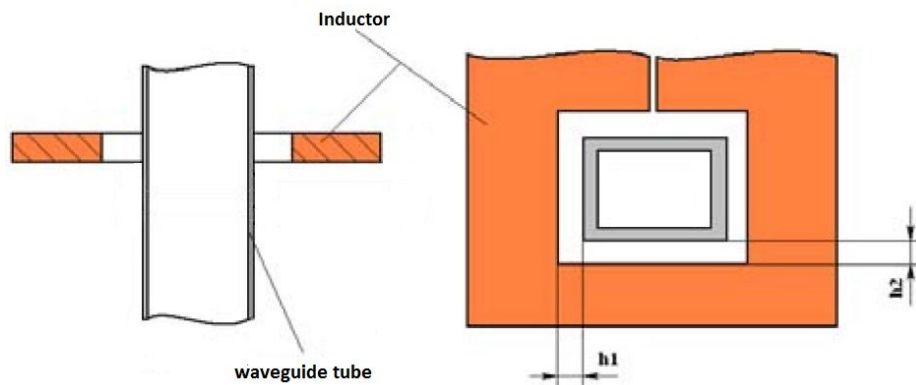


Рисунок 4 – Технологические зазоры между индуктором и волноводными элементами при пайке

Для заполнения данных полостей  $h_1$  и  $h_2$ , а также полости внутри трубы из библиотеки материалов подберем нужный нам элемент воздух, не меняя заданные характеристики по умолчанию. Температура окружающей среды составляет 293,15 Кельвин.

Для расчета модели будем использовать мультифизический интерфейс *Induction Heating*, к модели автоматически добавляются два физических интерфейса: *Magnetic Field* и *Heat Transfer in Solids* (Теплопередача в твердых телах). Мультифизические связи описывают рассеивание электромагнитной энергии как источник тепла и, в дополнение к этому, может быть задана зависимость электромагнитных свойств материалов от температуры [5]. Учёт взаимосвязи между явлениями обеспечивает предварительно выбранный тип исследования Study: *Coil Geometry Analysis, Stationary*.

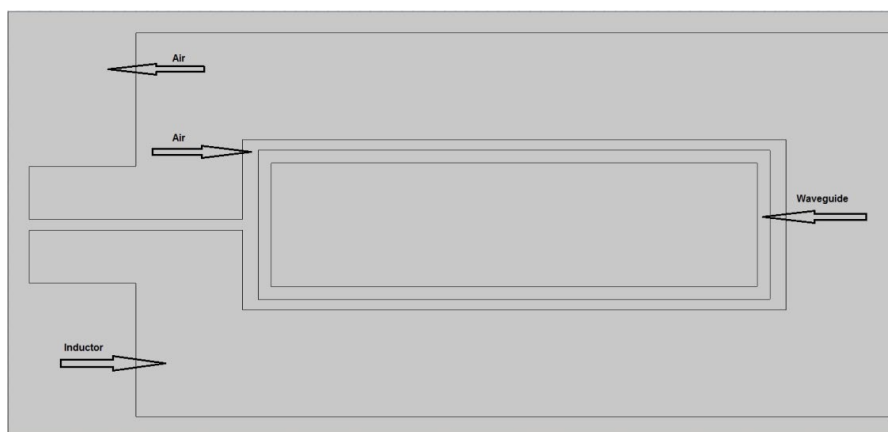


Рисунок 5 – Геометрия модели труба – индуктор (вид сверху)

Результаты моделирования распределения плотности магнитного потока при выполнении индукционной пайки представлен на рисунке 6. Расчет модели производился с помощью частного решателя Frequency domain, при заданной частоте  $f=66000\text{Hz}$ .

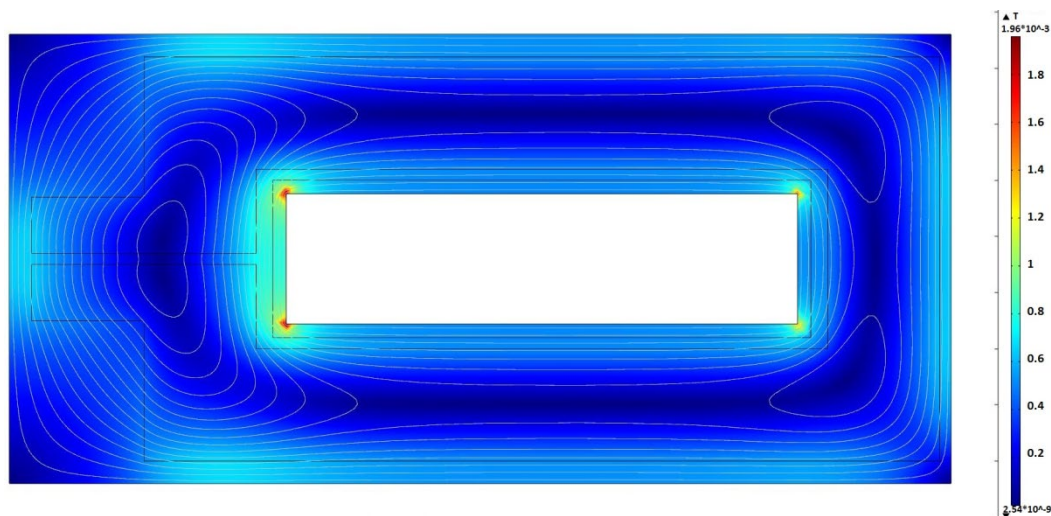


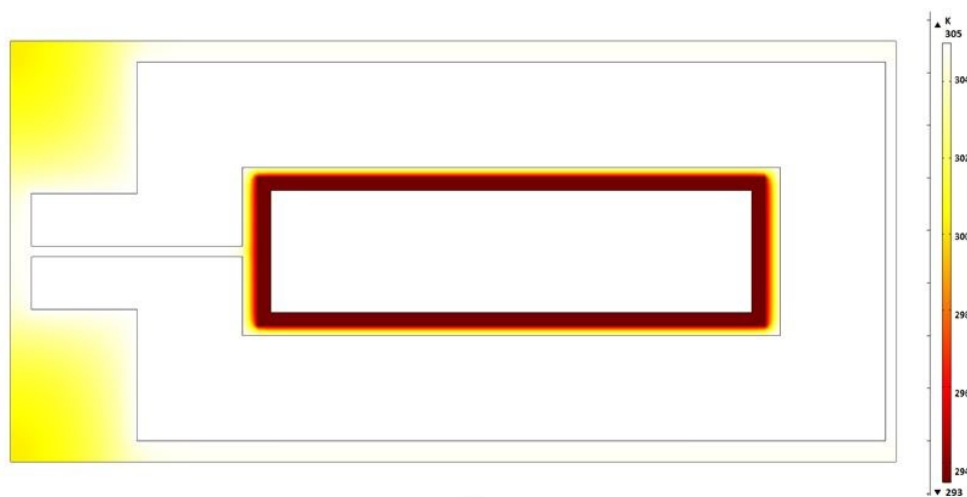
Рисунок 6 – Распределение плотности магнитного потока

Расчет индукционно нагрева производился двумя решателями, а именно Coil geometry analysis, отвечающий за расчет, протекающего тока в катушке, и Time dependent временной решатель, позволяющий задавать определенный промежуток времени индукционного нагрева и построения тепловой модели.

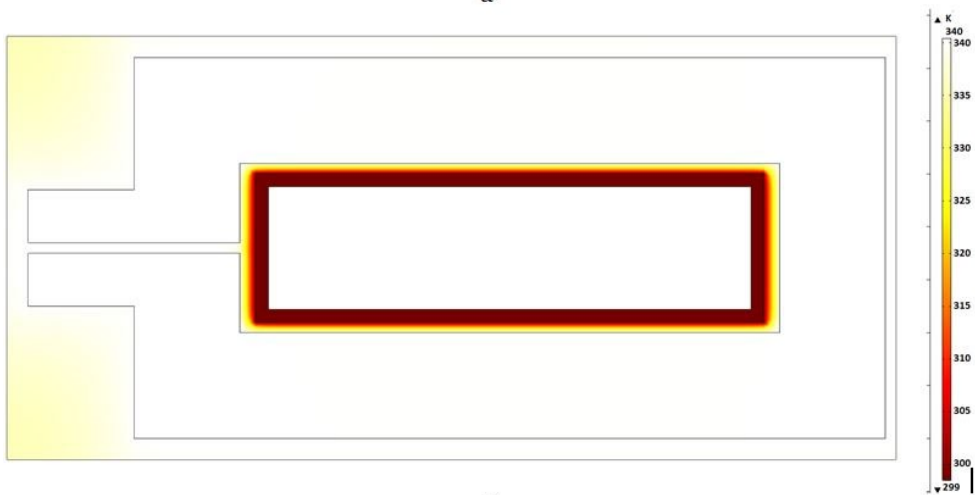
Результаты двадцатисекундного нагрева алюминиевого волновода показаны на рисунке 7.

Для выполнения расчетов необходимо задать конечноэлементную сетку. Данная сетка должна быть достаточно мелкой, чтобы обеспечить точность расчета. Для этого пойдет сетка типа Boundary Layers (рисунок 8). Применяем ее для индуктора и трубы с дополнительным назначением DeltaCu и DeltaAl соответственно. Данная сетка выполнена более плотно в области нагрева для повышения точности расчетов [6, 7].

Плотность распределения вихревых токов в системе труба – волновод показана на рисунке 9.



а



б

Рисунок 7 – Процесс индукционного нагрева волновода: а: при  $t = 5$ ,  
б: при  $t = 20$  с

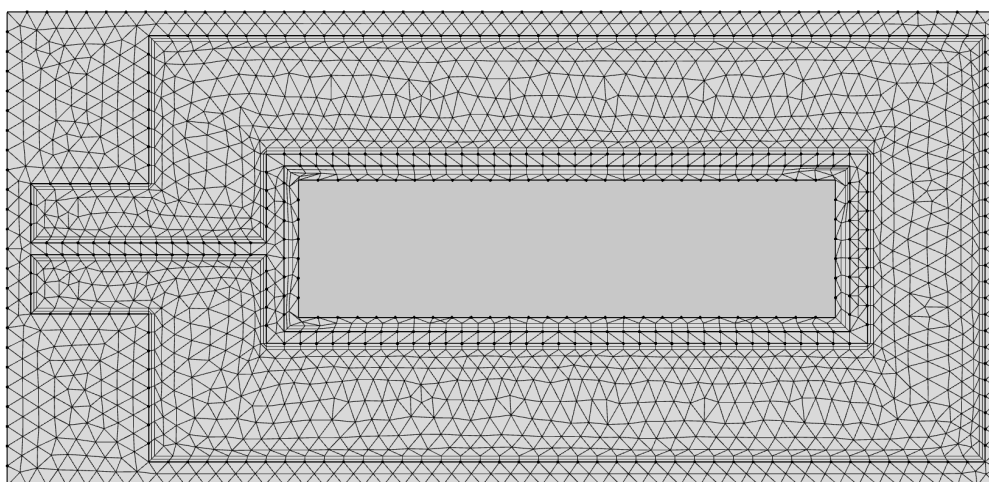


Рисунок 8 – Сетка моделирования

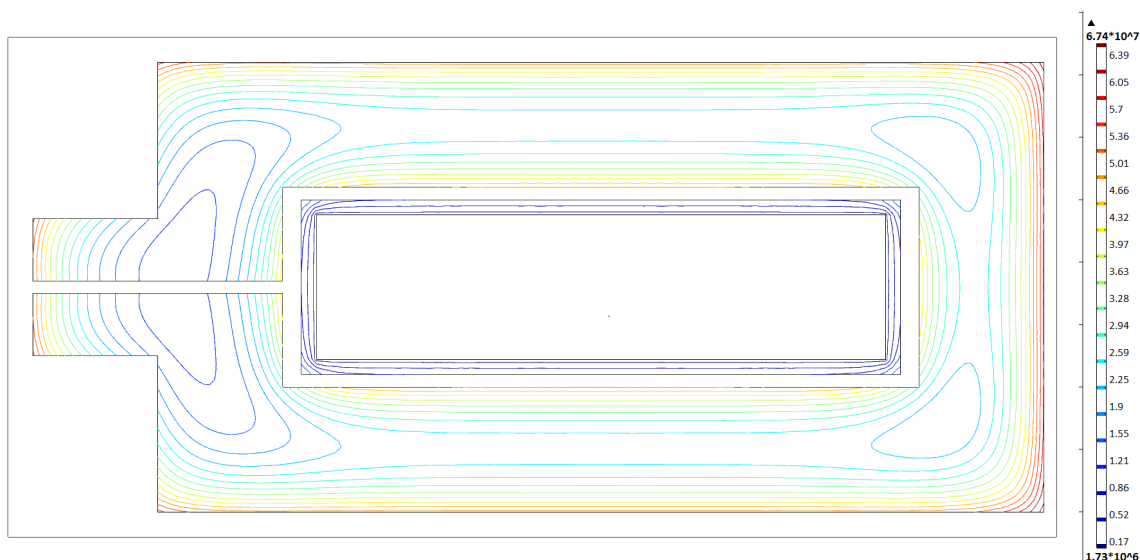


Рисунок 9 – Плотность распределения вихревых токов ( $A/m^2$ ) в системе труба – индуктор

### Результаты исследований и их обсуждение

Разработанная математическая модель в программном комплексе COMSOL Multiphysics распределения температуры при электронно-лучевом нагреве позволяет оценить влияние различных параметров процесса на степень нагрева и, как следствие, возникновение различных структур в обрабатываемом металле. Рассмотренный процесс моделирования индукционного нагрева на основе двухмерной модели труба – волновод позволяет с достаточной достоверностью оценить процессы, протекающие при индукционной пайке волноводных трактов.

### Литература

1. Злобин С. К. Особенности производства волноводно-распределительных трактов антенно-фидерных устройств космических аппаратов / Злобин С. К., Михнев М. М., Лаптёнок В. Д., Бочаров А. Н., Долгополов Б. Б. // Вестник СибГАУ. 2013. -№6. -С.196-201.
2. Петренко В. Е. Современные методы соединения тонкостенных волноводных трактов из алюминиевых сплавов / В. Е. Петренко, С. Е. Юленков, В. С. Тынченко, А. А. Герасимчик // Научные достижения и открытия современной молодёжи. – 2017. – С. 74-76.
3. Электронно-лучевая сварка алюминия /Оборудование и технология сварочного производства. Режим доступа: [https:// http://oitsp.ru/welding\\_article/elektronno-luchevaya-svarka-alyuminiya/](https://http://oitsp.ru/welding_article/elektronno-luchevaya-svarka-alyuminiya/) (дата посещения 31.10.2019г.)
4. Орешенко, Т.Г. Моделирование распределения температуры при электронно-лучевом нагреве / Т.Г. Орешенко, О.А. Бочарова, А.С. Свиридова, В.С. Тынченко, А.Н. Бочаров // Научно-технический вестник Поволжья. – Казань: ООО «Научно-технический вестник Поволжья», 2019. - №5. – С. 70-73
5. Брюер, Венсан Приемы моделирования индукционных печей / Венсан Брюер // Блог COMSOL. Режим доступа: <https://www.comsol.ru/blogs/tips-and-tricks-for-modeling-induction-furnaces/> (дата посещения 29.05.2019г.)
6. Murygin, A. V. Modeling of thermal processes in waveguide tracts induction soldering / A.V. Murygin, V.S. Tynchenko, V.D. Laptenok, O.A. Emilova, Y.N. Seregin // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 173(1) 012026. – 2017
7. O A Bocharova. Induction heating simulation of the waveguide assembly elements / O A Bocharova, V S Tynchenko, A N Bocharov, T G Oreshenko, A V Murygin, and I A Panfilov // Journal of Physics: Conference Series. – 2019 (in press)

8. *T G Oreshenko*. Temperature spread modeling of electron beam heating process / T G Oreshenko, O A Bocharova, V S Tynchenko, A N Bocharov, V E Petrenko and V V Kukartsev // Journal of Physics: Conference Series. – 2019 (in press)



## **Evaluation of the influence of technological parameters on the width of the strengthened layer in plasma surface hardening of structural steels**

A.E. Balanovsky<sup>1</sup>, V.E. Gozbenko<sup>2,3</sup>, S.K. Kargapol'tsev<sup>3</sup>,  
A.I. Karlina<sup>1</sup>, Yu.I. Karlina<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontov Street, Irkutsk, 664074, Russia

<sup>2</sup>Angarsk State Technical University, 60 Chaykovskoy Street, Angarsk, 668535, Russia

<sup>3</sup>Irkutsk State Transport University, 15 Chernyshevsky Street, Irkutsk, 664074, Russia

E-mail: [fuco.64@mail.ru](mailto:fuco.64@mail.ru)

**Abstract.** Studies of the influence of technological parameters of plasma hardening on the geometric dimensions of the hardening track using modern research methods have been carried out.

### **Introduction**

Due to the unique qualities of a compressed arc and a plasma jet as a source of heating the treated zone, plasma technologies affirmed in the general arsenal of other methods of surface treatment of metals [1-3]. A plasma jet and a compressed arc provide not only a thermal, but also a powerful force effect on the zone processing [4,5]. The successful combination of high power and energy concentration in a compressed arc with the possibility of using a wide range of welding and auxiliary equipment designed for arc methods of metal processing suggests the prospect of using plasma technologies for surface hardening of various parts of machines and tools. At the same time, it must be recognized that very few papers have been devoted to theoretical issues of plasma surface hardening [1-3]. Moreover, the arsenal of plasma surface hardening technologies is expanding due to the development of new methods [4]. This paper presents the results of a study of plasma surface hardening from the standpoint of assessing the behavior and nature of the combustion of a plasma arc in argon. It is known [5-12] that the arc is a kind of gas insert between the electrodes and, like any conductor, interacts with magnetic fields. In this case, the pillar of the plasma arc can be considered as a flexible conductor, which, under the influence of a magnetic field, can move like any other conductor, deform and lengthen [5-8]. This leads to the deflection of the arc in the opposite direction to the greater tension. From a technological point of view, the possibility of controlling a plasma arc opens up great prospects for processing extended surfaces [3,4].

### **The experimental methodology and materials**

All work was carried out in the laboratory of hardening and surfacing of materials at Irkutsk National Research State Technical University. This laboratory is equipped with a plasma hardening and surfacing installation. The design of this installation includes several basic elements that perform their function. In the installation, you can highlight such key nodes as:

- the working body (as a working body used the power source of the plasma torch, which produces hardening and surfacing);
- high-speed camera (allows you to fix and monitor all processes occurring in the process of arc burning);
- a camera (allows you to fix in color the process of formation of cathode and anode spots, as well as observe the size of the hardening zone, the formation of the weld pool and the nature of arc burning) [3,4];
- an oscilloscope (allows you to measure and plot the voltage and strength of the welding current throughout the process),
- as a movement, a special mobile installation was used, providing movement of the product itself relative to the welding head;
- to increase the width of the hardening zone, a magnetic expansion scheme is applied (based on an alternating current inductor).

### **Research results**

During the study, plasma hardening of steel 45 was performed. To determine the width of the hardening zone, the surface was first treated mechanically (using sandpaper), then the steel was etched with a 5% solution of nitric acid in alcohol. The figures show photographs of hardened surfaces. Figure 1 shows photographs of a surface hardened at a speed of 11 mm / s with an arc gap of 3 mm after machining and chemical etching. Table 1 shows the width of the hardened zone of the plate.

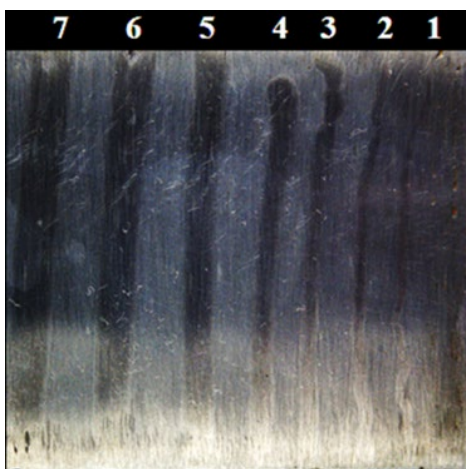


Figure 1 – Hardening speed 11 mm / s, arc length 3 mm, surface after etching

**Table 1**

		The width of the zone of the hardened plate, mm						
Hardening area	1	2	3	4	5	6	7	
	20A	30A	50A	70A	90A	110A	120A	
Start	1.7	2.0	3.4	3.9	4.2	5.0	5.0	
Average	1.0	1.5	1.8	2.7	3.8	4.6	4.8	
Final	1.0	2.0	2.7	3.0	3.0	4.4	4.5	

Figure 2 shows photographs of the surface hardened at a speed of 11 mm/s with an arc gap of 8 mm after hardening, as well as after mechanical processing and chemical etching. Table 2 shows the width of the hardened zone of the hardened plate.

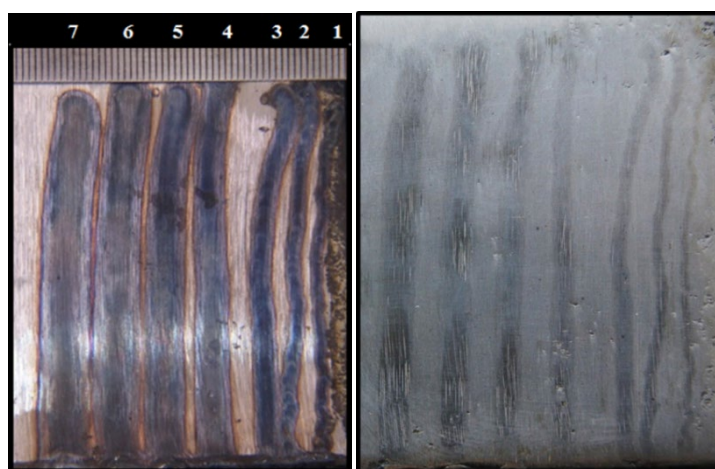


Figure 2 – Hardening speed 11 mm/s arc length 8 mm, plate before and after etching

**Table 2**

		The width of the zone of the hardened plate, mm						
Hardening area	1	2	3	4	5	6	7	
	20A	30A	50A	70A	90A	110A	120A	
Start	1.4	1.9	2	2.5	4	4.5	5.5	
Average	1	1.3	2.2	3	3.5	4	4.3	
Final	1.3	1.5	2.2	2.8	3.7	3.8	4.5	

Figure 3 shows the dependence of the width of the hardening track on the power of the plasma arc at different hardening distances (at a speed of 3.5 mm / s). It is seen that with increasing power and hardening distance, the width of the track increases. By analyzing the results obtained and comparing them with the results of [1-4], it is possible to draw a conclusion about the significant contribution to the geometric parameters of the hardening track of such parameters as processing speed and processing distance. Subsequently, the role of the cathode and anode spots of the plasma arc on the formation of the heating spot was evaluated according to the method described in [3,4,6-8].

Figures 4-6 show photographs taken at a welding current of 20-70 A. During hardening, it was noticed that the arc at a current of 20 A (Figure 5) burns unstably, constantly forming points with fusion, regardless of the movement of the detail, in this case, the arc lengthens, breaks, and forms a new binding, which does not give a high-quality hardened layer.

Figure 5 shows an arc at a current of 50 amperes. In the process of hardening, stable burning of the welding arc was observed on these parameters, no bindings with full melting were observed, the disadvantage with these parameters is small deviations. Figure 6 shows an arc at a current strength of 70 amperes. During hardening, stable burning of the welding arc was observed on these parameters, no bindings with full melting were observed, the hardening process took place without deviations. With a further increase in the current strength to 90 A, the plasma arc burns without deviations, ensuring the stability of hardening.

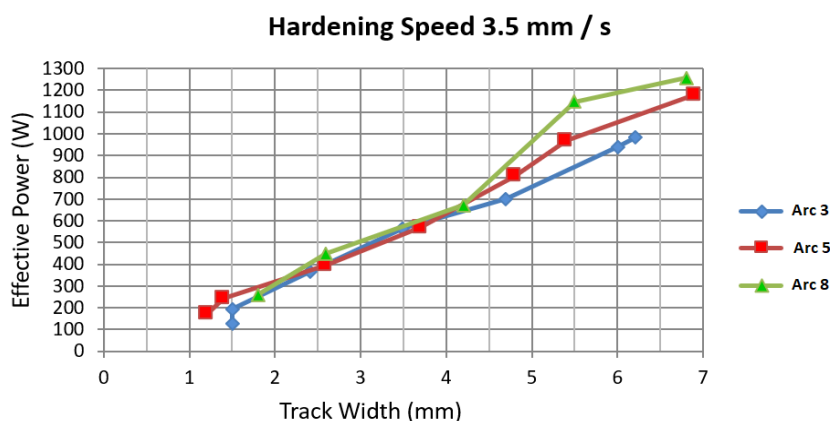


Figure 3 – Dependence of the width of the hardening track on the power of the plasma arc at various hardening distances (at a speed of 3.5 mm/s)

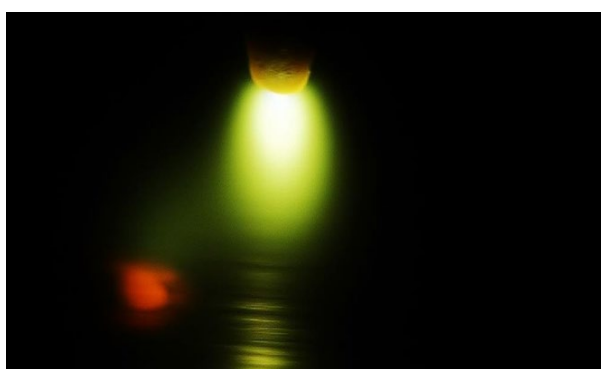


Figure 4 – Photo of an arc snap made with force arc current 20 A

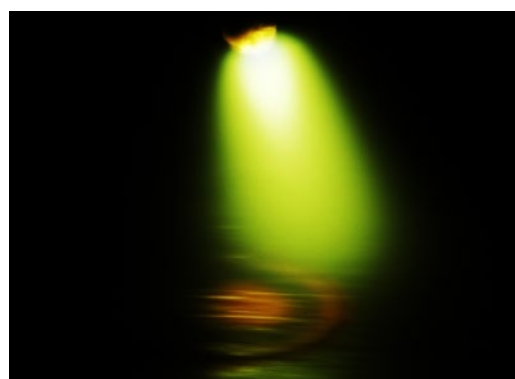


Figure 5 – Photo of a heating spot made at an arc current of 50 A

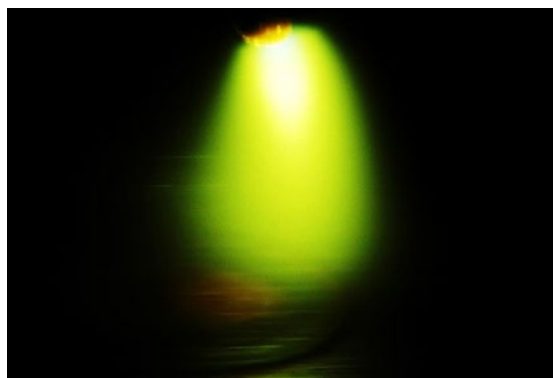


Figure 6 – Photo of a heating spot performed at arc current 70 A

Visualization of the heating spot on the metal surface according to the methodology [3,4] made it possible to further evaluate the role of anode and cathode spots on the formation of a common heating spot in the process of plasma hardening of metals. It has been established that, depending on the effective thermal power of the plasma arc [3,4], there are several modes of combustion of the plasma arc. For example, at an arc current of 20 A, there are several characteristic anode spots on the surface in the form of regular circles, which, with an increase in the arc current, contract to the center of the common heating spot. It was shown in [3,4] that the heating spot of the plasma arc has topologies that are non-uniform in temperature, which should affect the efficiency of heat input into the surface layers of the metal. In our experiments, we also fix the inhomogeneous distribution of heat along the width of the hardened track. It was shown in [5-12] that cathode spots can exert a thermal effect on a metal surface. In our experiments, cathode spots are grouped within the boundaries of the heating spot and most likely relate to spots of type 2 according to the classification of work [5,6]. It can be assumed that the type of spot will have a decisive effect on the formation of the surface layer structure and, therefore, on wear -resistance [4].

Thus, our studies have shown the importance of such technological parameters as the speed and distance of processing on the width of the hardened layer. Evaluation of the role of anode and cathode spots requires further continuation of work with the goal of revealing the general laws of the formation of a heating spot during plasma hardening.

### **Conclusion**

In conclusion, the following conclusions should be noted:

1. It has been established that the speed and distance of hardening affects the width of the hardened zone during plasma surface hardening of metals.
2. The region of existence of several regimes of plasma hardening in a common heating spot was revealed, for which both single and group anode spots are characteristic.

## References

1. Leshchinsky LK, Samotugin S S, Pirch II, Komar V I 1990 *Plasma surface hardening Publishing house* (K.: Tekhnika) p 109
2. Korotkov VA, Berdnikov AA, Tolstov IA 1993 *Recovery and hardening of parts and tools by plasma technology* (Chelyabinsk: Metal) pp 144
3. Balanovskii A E 2018 *High Temperature* **56(1)** 3-13
4. Balanovskii A E, Vu Van Huy 2018 *Journal of Friction and Wear* Vol. 39 **4** pp 311-318
5. Lyubimov GA, Rakhovsky VI 1978 *UFN* Vol. 125 **4** p 665
6. Daalder J E 1976 *J. Phys* Vol. 9 p 2379
7. Daalder J E 1979 *J. Phys* Vol. 12 p 1769
8. Beilisy I, Djakovz BE, Juttner B, Pursch H 1997 *J. Phys* Vol.30 p 119
9. Schiilke T, 1996 *IEEE Transactions of plasma scien* Vol. 24 p 63
10. Siemroth P, Schiilke T, Witke T 1997 *IEEE Transactions of plasma science* Vol. 25 p 571
11. Sato A, Iwao T, Yumoto M 2008 *Plasma Sources Science and Technology* Vol. 17 pp 5
12. Juttner B 1982 *Physica C* Vol. 114 p 225

## **Особенности эволюции деформационных полей в области сварного шва в титановом сплаве ВТ1-0 в субмикрористаллическом состоянии при деформации растяжением. методом корреляции цифровых изображений**

Курган К.А.<sup>1</sup>, Клопотов А.А.<sup>1,2</sup>, Устинов А.М.<sup>1</sup>, Абзаев Ю.А.<sup>1</sup>,  
Потекаев А.И.<sup>2</sup>, Клопотов В.Д.<sup>3</sup>, Черемных В. А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет,

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет,

<sup>3</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет

Email: [klopotovaa@tsuab.ru](mailto:klopotovaa@tsuab.ru)

**Аннотация.** На основе применения цифровой оптической системы Vic-3D приведены данные по эволюции деформационных полей в приповерхностном слое сплава ВТ1-0 в субмикрористаллическом состоянии в области сварного шва, полученного электронно-лучевой сваркой. Установлено, что первые признаки образования очага пластической деформации в области сварного шва начинают проявляться уже на упругой стадии (стадия I). Показано, что с ростом внешнего приложенного напряжения переход из упругой стадии на пластические сопровождается в экспоненциальном росте пластической деформации в области сварного шва. На стадии (стадия IV), предшествующей разрушению образца пластическая деформация в области сварного шва достигает значений порядка 20%, тогда как средняя деформация по всему образцу не высокая и не превышает значений ~ 1,5 %.

### **Введение**

На протяжении последних десятилетий происходит интенсивное использование сварных соединений при изготовлении изделий и конструкций из титановых сплавов для авиакосмической отрасли. Это обусловлено тем, что при низкой плотности титановые сплавы обладают уникальным комплексом физико-механических свойств. Но слабым местом в конструкциях часто являются сварные швы [1].

В настоящее время широкое применение получил метод создания сварных швов при помощи высокоинтенсивного электронного пучка. Это связано с тем, что высокая концентрация мощности в зоне воздействия электронного пучка при электронно-лучевой сварке (ЭЛС) и высокая эффективность вакуумной защиты при формировании сварного шва позволяют получить качественные сварные швы в титановых сплавах [2,3]. В соответствии с современными направлениями развития методов сварки применительно к трудно свариваемым новым материалам, к которым относятся титановые сплавы с субмикрористаллической структурой, процессы структуро- и фазообразования при электронно-лучевой сварке заслуживают повышенного внимания исследователей [4].

Известно, что особенности структурных и фазовых превращений при сварке титановых сплавов связаны с высокими скоростями нагрева и охлаждения, а также присущими для титановых сплавов полиморфными  $\alpha \rightarrow \beta$  превращениями [1].

Работоспособность различных конструкций очень часто определяется предельными нагрузками, которые могут выдержать сварные швы [5]. Одним из вариантов изменения структурно-фазовых состояний в области сварного шва является, что в области сварного шва сплав значительно мягче основного материала [6,7]. В этом случае пластическая деформация локализуется внутри тонкого сварного шва, а основной материал остается упругим. В этом случае предельная нагрузка не полностью зависит от упругих свойств материала [8]. Поскольку сварной шов имеет малую толщину, то это приводит к тому, что на границе основного материала и сварного шва возникает разрыв интенсивности деформируемости материалов.

В настоящее время для изучения процессов локализации пластической деформации на мезо- и макромасштабном уровнях находит широкое применение подход по получению данных о развитии во времени деформационных процессов, напряженно-деформированных состояниях системы, сменяемости структурные элементы деформации и прогнозировании разрушения деформируемых тел на основе визуализации микросмещений на поверхности изделий при помощи системы Vic-3D [9,10].

Цель данной работы на основе экспериментальных исследований деформации при растяжении изучить особенности эволюции *in situ* распределений деформационных полей на поверхности сварных образцов из титанового сплава VT1-0 в субмикроструктурном состоянии в области сварного шва, полученного методом электронно-лучевой сварки.

### **Материалы и методы исследований**

Для испытаний на деформационное растяжение были использованы образцы из титанового сплава VT1-0 в субмикроструктурном состоянии. Субмикроструктурное состояние образцов из титанового сплава было получено в результате интенсивной пластической деформации методом *авс* в интервале температур  $(0.40 \div 0.35) \times T_{пл}$  ( $T_{пл}$  – температура плавления). После такой механотермической обработки была сформирована структура со средним размером зерна порядка 0.1 мкм [11].

Испытание образцов на растяжение осуществлялось на испытательной машине «INSTRON 3386». Деформирование проведено с постоянной скоростью  $80 \text{ с}^{-1}$ . Оптическая измерительная система VIC-3D использована для определения эволюции распределений деформаций в приповерхностных слоях образца [9,10]. Схема проведения эксперимента представлена на рис. 1.



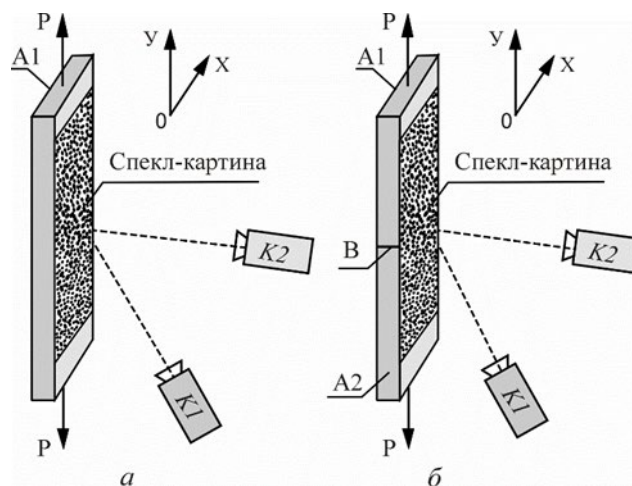


Рисунок 1 – Схема регистрации изображений со стекл-картины на боковой поверхности целого образца (а) и со сварным швом (б) при растяжении; К1 и К2 – цифровые камеры; В – сварной шов; А1 и А2 – титановые пластины; Р – прикладываемая нагрузка

Соединение двух пластин из сплава ВТ1-0 проводили при помощи электронно-лучевой сварки на установке ЭЛС-0,5-6 с мощностью 6 кВт и диаметром электронно-лучевого пучка в зоне сварки 0,5 мм в вакуумной камере. Сварной шов у образцов, подвергнутых растяжению, был расположен в центре рабочей части.

Поля перемещений представляют собой проекции смещений локальных участков поверхности вдоль оси ОХ – «поперечная деформация», вдоль оси ОУ - «продольная деформация» и вдоль оси ОZ – «поперечная деформация». Распределение полей смещений на поверхности получено в результате объединения изменений в микрообласти. Это достигнуто при помощи стекл-структуры, созданной на поверхности образцов [9,10]. В процессе испытания при помощи программы VicSnap проведена синхронная запись изображений с двух камер (рис. 1), которые затем были обработаны при помощи программы Vic-3D [9,10]. В результате были вычислены геометрические параметры поверхности (координаты X, Y, Z для каждой анализируемой точки). Относительные деформации  $\varepsilon_{xx}$  направлены по оси X и по оси Y деформации  $\varepsilon_{yy}$ .

### Результаты и обсуждение

На рис. 2 а приведена деформационная кривая  $\sigma=f(\varepsilon)$ , полученная в результате деформации при растяжении образца без сварного шва из титанового сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии. На деформационной кривой можно выделить характерные участки, которые соответствуют различным стадиям. Этот подход является стандартным для анализа деформационных кривых [12, 13]. Описание особенностей

образования стадий на деформационной кривой титанового сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии приведено в [14].

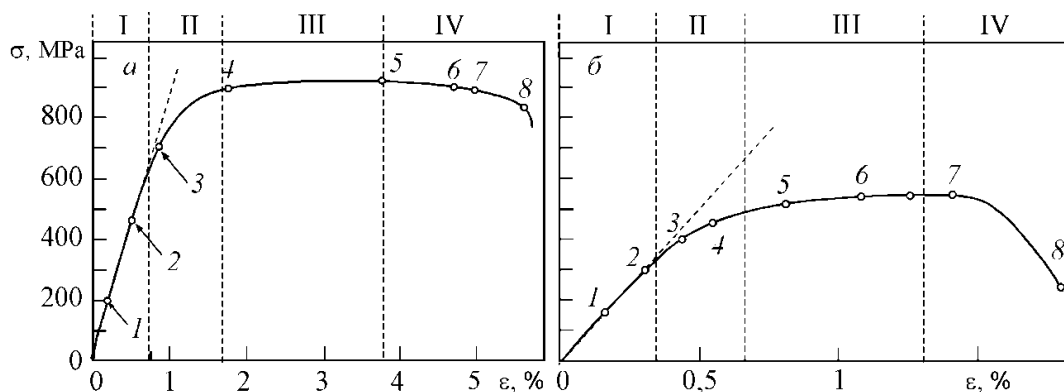


Рисунок 2 – Диаграммы деформирования титанового сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии: а – образец без сварного шва; б – образец со сварным швом. Цифры соответствуют положению на кривой картин деформационных структур (рис. 3 и 4). I – стадия упругой деформации; II – переходная стадия; III – стадия пластической деформации; IV – стадия разрушения

На рис. 3 представлены картины полей смещений на приповерхностном слое пластины сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии на разных стадиях деформационной зависимости  $\sigma=f(\epsilon)$ . Анализ картин распределения деформационных полей на приповерхностных слоях образца на всех стадиях при деформации растяжением позволил выявить ряд особенностей.

На всех стадиях на деформационной кривой, в основном по всей площади образцов на макро- и мезоуровнях на картинах распределений деформационных полей наблюдается однородное распределение деформации. При этом в ходе процесса деформирования, начиная со стадии I на поверхности в образце сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии на картинах распределений деформационных полей видно, что образуется не большое количество очагов локализованной пластичности. Эти очаги пластической деформации располагаются вдоль образца по двум осевым линиям слева и справа от центральной осевой линии.

Выявленные локальные очаги пластической деформации процессе роста приложенного напряжения при переходе из одной стадии к другой практически не смещаются и в этих областях наблюдается изменение знака деформации. Затем при переходе на последнюю стадию (IV стадия) в области захвата образца образуются значительные области пластической деформации (рис. 3).

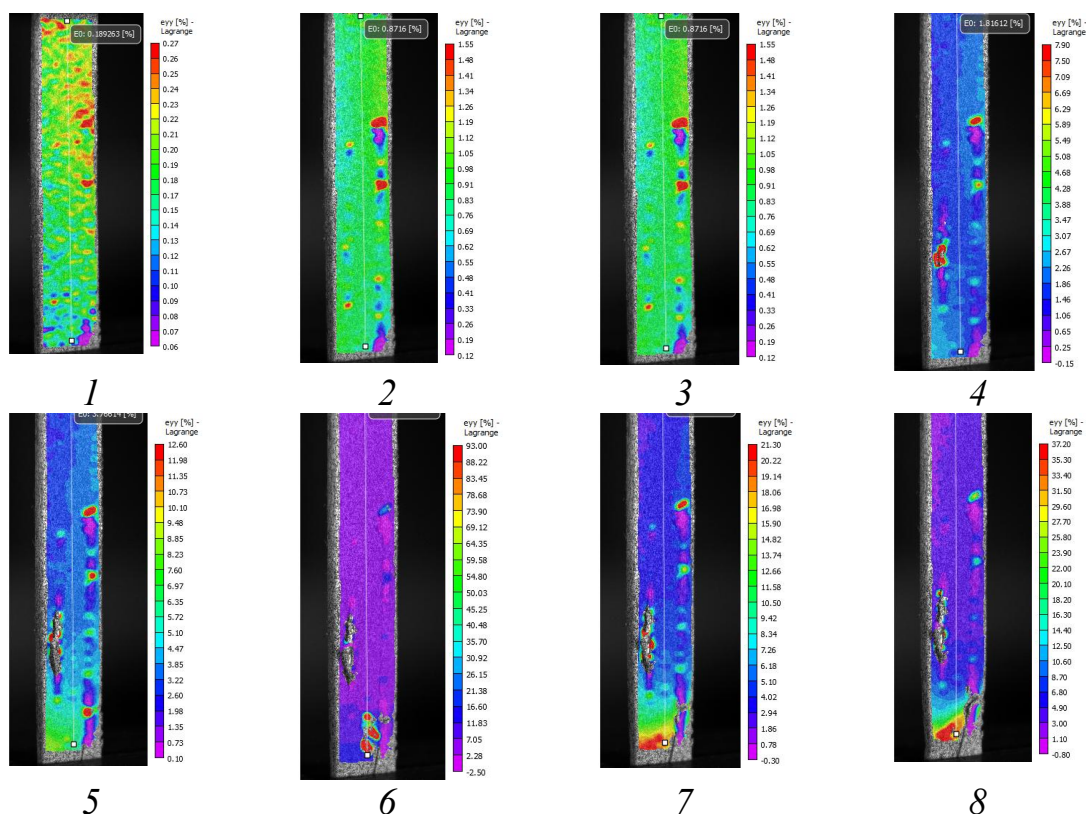


Рисунок 3 – Картины распределений вертикальных относительных деформаций  $\epsilon_{yy}$  поверхности плоского титанового сплава BT1-0 в субмикроструктурном состоянии. Цифры показывают на диаграмме на рис. 2 соответствующие деформационно-напряженные состояния образца при испытании

На рис. 2 б приведена диаграмма деформирования образца сплава BT1-0 в субмикроструктурном состоянии со сварным швом, полученным при помощи электронно-лучевой сварки. Видно, что в образце со сварным швом линейная зависимость на функциональной зависимости  $\sigma=f(\epsilon)$  заканчивается при значениях внешних напряжений почти в два раза меньших, чем на образце без шва. Также разрушение сварного образца происходит при значениях внешних напряжений, которые в два раза меньше, чем в образце без сварного шва (рис. 2). Эти данные свидетельствуют о не высоком качестве сварного шва, полученного при данных режимах сварки сплава BT1-0 в субмикроструктурном состоянии. Это находит подтверждение на картинах распределений деформационных полей в области сварного шва на поверхности плоского титанового сплава BT1-0 в субмикроструктурном состоянии (рис.4). На этом рисунке представлены картины распределения деформационных полей на поверхности плоского титанового сплава BT1-0 в субмикроструктурном состоянии со сварным швом, соответствующих разным точкам на деформационной кривой  $\sigma=f(\epsilon)$  (рис. 2, б). Видно, что первые признаки образования очага пластической деформации в области сварного шва начинают проявляться уже на

упругой стадии (стадия I). На упругой стадии не происходит значительного увеличения деформации в очаге пластической деформации (рис. 4 и 5, а). При дальнейшем увеличении внешнего приложенного напряжения переход из упругой стадии на пластические сопровождается в экспоненциальном росте пластической деформации в области сварного шва, который достигает значений выше 15% и после которых происходит разрушение образца (рис. 4, картина 8 и рис. 5, а). На рис.5, б приведена зависимость минимальных значений деформаций в локальных местах на поверхности образца вне области сварного шва от внешнего приложенного напряжения. Видно, что на упругой стадии (стадия I) происходит линейный рост минимальных значений деформации в локальных местах на поверхности образца вне области сварного шва, который достигает к концу упругой стадии значений  $\sim 0,15\%$ . При дальнейшем увеличении внешнего приложенного напряжения, и соответственно при переходе к последующим стадиям, наблюдается более интенсивное увеличение деформации, чем на стадии I и при этом достигаются значения порядка  $0,4\%$  (рис. 4, картина 7 и рис. 5, б).

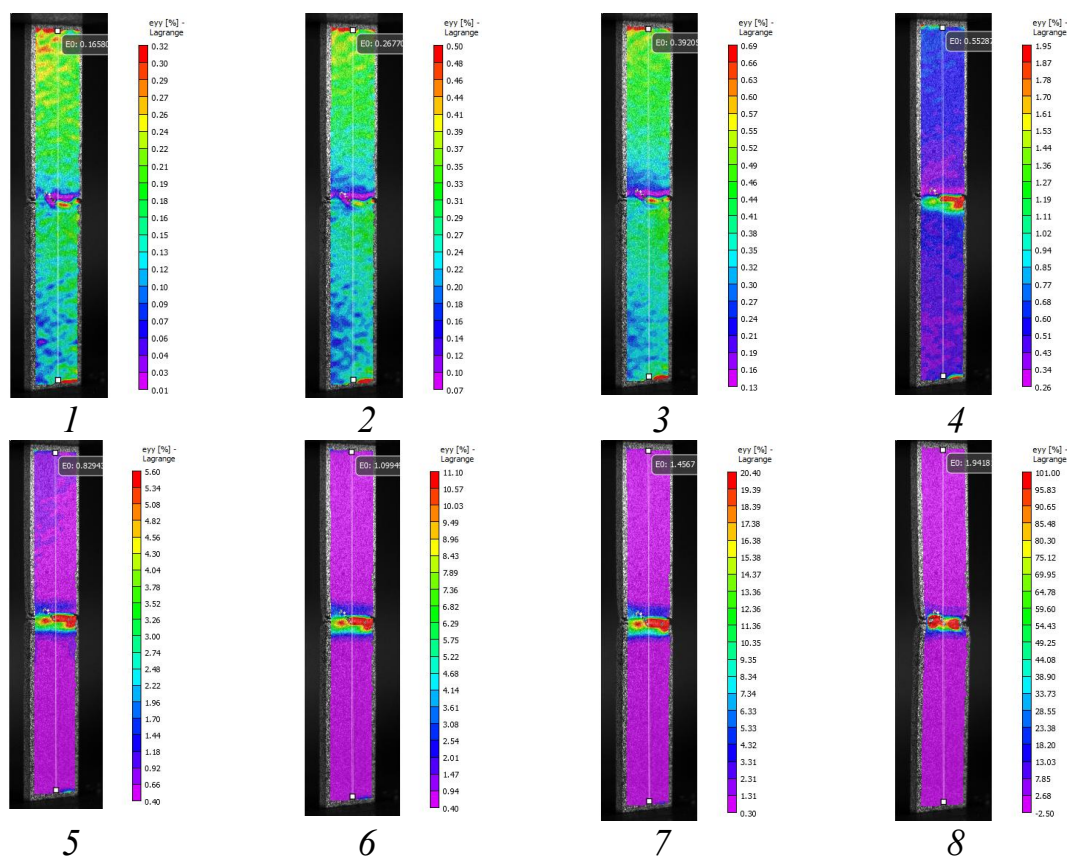


Рисунок 4 – Картины распределений вертикальных относительных деформаций  $\epsilon_{yy}$  поверхности плоского титанового сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии со сварным швом. Цифры показывают на диаграмме на рис. 2 б соответствующие деформационно-напряженные состояния образца при испытании

Полученные данные при помощи системы Vic-3D показывают особенности распределений деформационных полей в процессе деформации на поверхности образцов со сварным швом из титанового сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии. Эти данные однозначно показывают, что в основном при деформации растяжением сварного образца основным источником локализации деформации является сварной шов в котором и происходят в основном деформационные процессы. Установлено, что первые признаки образования очага пластической деформации в области сварного шва начинают проявляться стадии I.

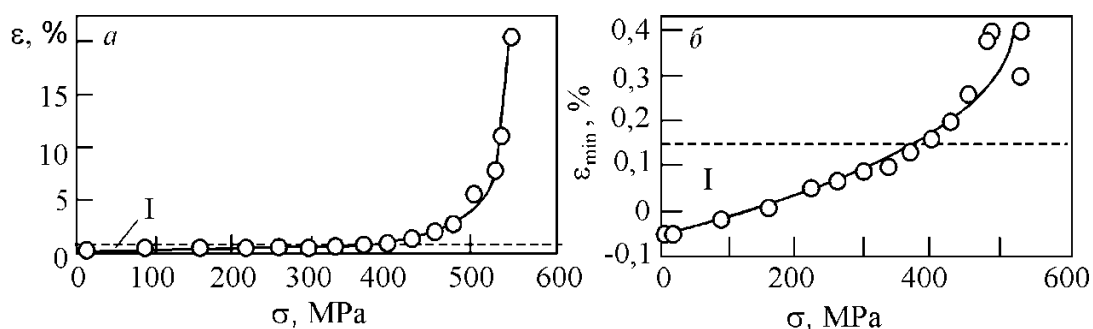


Рисунок 5 – Зависимость максимальных значений вертикальных деформаций внутри очагов пластической деформации в области сварного шва на поверхности титанового сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии от приложенного внешнего напряжения (а) и зависимость минимальных значений деформации  $\varepsilon_{\min}$  в локальных местах на поверхности образца вне области сварного шва от приложенного внешнего напряжения (б). I – стадия упругой деформации

## Литература

1. Гуревич С. М., Замков В. Н., Блашук В. Е. и др. *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов*. Киев: Наук, думка. 1986. 240 с.
2. *Электронно-лучевая сварка* / О. К. Назаренко, А. А. Кайдалов, С. Н. Ковбасенко и др. / Под ред. Б. Е. Патона. Киев: Наукова думка. 1987. 255 с.
3. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением* / Под ред. Б. Е. Патона. М.: Машиностроение. 1974. 768 с.
4. Клименов В.А., Гнусов С.Ф., Потеев А.И., Клопотов А.А. и др. Структура и свойства микроструктурного и субмикроструктурного титанового сплава ВТ1-0 в области шва при электронно-лучевой сварке. *Известия ВУЗов. Физика*. 2017. Т.60, №6. С.62-70.
5. Zerbst U., Ainsworth R. A., Schwalbe K.H. Basic principles of analytical flaw assessment methods. *Intern. J. Pressure Vessels Piping*. 2000. V. 77. P. 855-867.
6. Hao S., Cornec A., Schwalbe K.-H. Plastic stress-strain fields of a plane strain cracked tensile panel with a mismatched welded joint. *Intern. J. Solids Struct.* 1997. V. 34, N 3. P. 297-320.
7. Alexandrov S., Kocak M. Limit load analysis of strength under matched welded T-joint under bending. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.* 2007. V. 30, N 4. P. 351-355.
8. Drucker D. C., Prager W., Greenberg H. J. Extended limit design theorems for continuous media. *Quart. Appl. Math.* 1952. V. 9. P. 381-389.
9. Третьякова Т.В., Третьяков М.П., Вильдеман В.Э. Оценка точности измерений с использованием видеосистемы анализа полей перемещений и деформаций. *Вестник ПГТУ. Механика*. 2011. № 2. С. 92-100.
10. Копаница Д.Г., Устинов А.М., Потеев А.И., Клопотов А.А., Марченко Е.С. Изменения напряженно-деформированных состояний приповерхностных слоев стали в процессе нагружения. *Известия ВУЗов. Физика*. 2017. Т.60, №9. С.105-113.

11. *В. А. Клименов, А. И. Потекаев, А. Н. Табаченко, М. Р. Морзой, А. А. Клопотов.* Особенности изменения механических свойств в зоне сварного шва в субмикроструктурном титановом сплаве ВТ1-0 // Решетневские чтения: материалы XVIII Международной научной конференции. – Красноярск: Сиб. гос. аэрокосмич. ун-т. – 2014. – Ч. 1. – С. 296-298.

12. *Zuev L.B.* On the waves of plastic flow localization in pure metals and alloys. *Ann. Phys.* 2007. V. 16. N 4. P. 286-310.

13. *Ustinov A., Kopanitsa D., Abzaev Yu., Klopotov A., Koshko B., Kopanitsa G.* Study of deformations evolution near-surface layers of adhesive joints. *AIP Conference Proceedings.* 2017. N1800, N 1. P. 040007.

14. *Потекаев А.И., Устинов А.М., Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Курган К.А.* Эволюция спекл-структуры поверхностного слоя титанового сплава ВТ1-0 при деформации в микро- и субкристаллическом состояниях. Том 2. Казань: КГТУ. 2018. С. 300-305.

УДК 621.791.722

## Моделирование энергии электронного пучка при электронно-лучевой сварке с применением функционала теплового поля

Ю.Н. Серегин<sup>1</sup>, С.О. Курашкин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный университет науки и технологии  
имени академика М.Ф. Решетнева (Красноярск)  
[ius\\_ceregin@mail.ru](mailto:ius_ceregin@mail.ru), [scorpion\\_ser@mail.ru](mailto:scorpion_ser@mail.ru)

**Аннотация.** В статье приведены результаты математического моделирования теплового процесса при нагреве сплава АМГ-6 источникам энергии, эквивалентным электронному пучку при электронно-лучевой сварке. Анализ результатов проводился с применением функционала, предложенного авторами. В работе предложен алгоритм поиска оптимального технологического режима электронно-лучевой сварки, который может быть рекомендован для отработки технологии ЭЛС новых конструкционных материалов или усовершенствования уже имеющихся старых техпроцессов и результаты расчетов. В качестве примера приведены результаты моделирования параметров технологического процесса для сварки пластины толщиной 2,4 см. из материала АМГ-6, которые сравнивались с экспериментами, проводимыми в лабораторных условиях.

**Ключевые слова:** электронно-лучевая сварка, осцилляция электронного пучка, моделирование режимов сварки, моделирование теплового процесса сварки.

**Abstract.** The article presents the results of mathematical modeling of the thermal process when the AMG-6 alloy is heated to energy sources equivalent to an electron beam in electron beam welding. The analysis of the results was carried out using the functional proposed by the authors. The algorithm for searching for the optimal technological regime of electron beam welding, which can be recommended for testing the EBW technology of new construction materials or improving the existing old technological processes and the results of calculations, is proposed. As an example, the results of modeling the parameters of the technological process for welding a plate with a thickness of 2.4 cm from the AMG-6 material are given, which were compared with experiments conducted in laboratory conditions.

**Keywords:** electron beam welding, electron beam oscillation, modeling of welding modes, modeling of the thermal welding process

### Введение

Качество шва при ЭЛС определяется совокупностью технологических и энергетических параметров процесса. Поддержание на требуемом уровне энергетических параметров процесса сварки обеспечивает при неизменных технологических условиях постоянство эксплуатационных параметров сварного соединения, геометрических размеров, структурных, прочностных и других показателей. Однако, возможность формирования проплавления уникальной «кинжальной» формы с минимальной металлоемкостью ванны вступает в противоречие с достижением стабильных эксплуатационных параметров сварного соединения.

Нарушение оптимального режима ЭЛС зачастую ведет к появлению в швах дефектов, причем даже на хорошо свариваемых материалах. Они встречаются при любых способах сварки плавлением и хорошо известны: непровары, подрезы, провисание шва, а также повышенное разбрызгивание. Корневые дефекты шва присущи всем способам сварки высококонцентрированными источниками энергии. Они имеют гидродинамическую природу образования и обусловлены особенностями переноса металла в сварочной ванне [1].

Для предотвращения корневых дефектов необходимо формировать пародинамический канал с достаточно широкой нижней частью и закругленным дном. Изменение формы канала осуществляется изменением формы распределения мощности электронного пучка в зоне сварки. Наиболее эффективным, с технической стороны, способом воздействия на формирование канала проплавления является осцилляция электронного пучка. Расчетные методики выбора формы осцилляции пучка до сих пор не разработаны. В то же время накоплено довольно большое количество экспериментальных данных. Однако практические рекомендации не всегда совпадают.

Эффект от осцилляции проявляется в изменении мгновенного и усредненного по периоду распределения плотности мощности электронного пучка. Соответственно меняются характер гидродинамических процессов и конфигурация сварочной ванны. При сварке металлов горизонтальным пучком удается резко расширить диаметр и повысить устойчивость канала в сварочной ванне, что благоприятно сказывается на стабильности формирования швов: уменьшается разбрызгивание расплавленного металла, предотвращается вытекание расплава из ванны. Вследствие изменения формы шва уменьшается склонность к образованию трещин, корневых дефектов и протяженных полостей.

В Сибирском государственном университете науки и технологии имени академика М.Ф. Решетнева (СибГУ) было выявлено, что периодически схлопывающийся парогазовый канал, характерный для традиционной технологии электронно-лучевой сварки, трансформируется при соответствующих траекториях сканирования в устойчивую парогазовую полость, распространяющуюся на значительную часть глубины проплавления. Это приводит к изменению условий формирования сварного шва, повышению КПД сварочного процесса, изменению формы сварного шва и повышению качества сварных соединений.

Предварительные исследования по использованию этих технологических возможностей выявили перспективность новых траекторий сканирования в целях усовершенствования технологии электронно-лучевой сварки, повышения качества сварных соединений.



Экспериментальные исследования проводились на электронно-лучевой установке ЭЛУ-5 с электронно-лучевым оборудованием и пушкой КЭП-2 с таблеткой Ø 4,7 мм. Сварка производилась на кольцевых образцах Ø 300 мм толщиной 24 мм из материала АМг-6.

Целью экспериментальных исследований являлось изучение влияния различных форм распределения энергии по пятну нагрева на процесс формирования сварного шва и его характеристики.

Качество сварных соединений оценивалось по микрошлифам поперечного и продольного разреза сварных соединений.

Параллельно экспериментальным исследованиям проводилось математическое моделирование теплового процесса сварки, базирующегося на классической теории теплового поля [1].

Сопоставляя результаты многолетних экспериментальных исследований и получаемые при моделировании тепловых процессов данные, разработан алгоритм поиска оптимального технологического режима электронно-лучевой сварки, который может быть рекомендован для отработки технологии ЭЛС новых конструкционных материалов или усовершенствования уже имеющихся старых техпроцессов. Алгоритм состоит из трех этапов последовательно выполняемых работ:

1. выбор траектории осцилляции электронного пучка;
2. корректировка формы выбранной траектории осцилляции электронного пучка;
3. вычисление параметров процесса сварки.

### **Выбор траектории осцилляции электронного пучка**

В связи с тем, что размер траектории сканирования всегда значительно превышает диаметр самого электронного пучка, то целесообразным является представление электронного пучка в виде точечного источника энергии, передвигающегося по выбранной траектории со скоростью пропорциональной частоте осцилляции электронного пучка. За основу метода взята математическая модель подвижного точечного источника на поверхности полубесконечного тела [1]:

$$T(x, y, z, q, v, t) = T_H + \frac{2q}{c\rho\sqrt{(4\pi a)^3}} e^{-\frac{vx}{2a}} \int_0^t \exp\left(-\frac{v^2\tau}{4a} - \frac{R^2}{4a\tau}\right) \frac{d\tau}{\tau^{3/2}}. \quad (1)$$

Большинство блоков разверток пучка содержат цифроаналоговые преобразователи, поэтому не представляет труда преобразовать форму сканирования электронного пучка в виде перемещений его по координатной сетке. Для анализа были выбраны часто встречаемые на производстве траектории (рисунок 1).

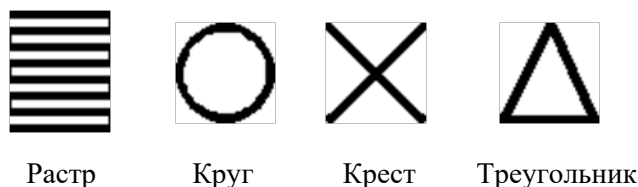


Рисунок 1 – Формы исследуемых траекторий сканирования электронного пучка

В качестве меры для анализа траекторий выбран функционал:

$$J = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n \sqrt{(T_{hi}(x, y, z, q, v, t) - \overline{T_n(x, y, z, q, v, t)})^2}, \quad (2)$$

где

$$T_{hi}(x, y, z, q, v, t) = \frac{T_i(x, y, z, q, v, t)}{T_{\max}(x, y, z, q, v, t)};$$

$T_i(x, y, z, q, v, t)$  – температура, вычисляемая по (1);  $\overline{T_n(x, y, z, q, v, t)}$  – среднее значение температуры;  $T_{\max}(x, y, z, q, v, t)$  – максимальное значение температуры.

Критерием выбора траектории сканирования принято минимальное значение функционала ( $J_{\min}$ ).

С учетом времени, координат и последовательности позиционирования электронного пучка при воспроизведении траектории сканирования (рисунок 2), расчет температурного поля проводился при вариации расстояний между соседними точками траектории сканирования  $\delta = 0,001 \div 0,035$  см. такой интервал был выбран из соображений минимального диаметра электронного пучка и эффективной реализуемости выбранного способа сканирования.

Вместе с этим был проведен расчет тепловых полей по модели (2) для других разверток пучка (рисунок 1).

Вычисленные значения функционала в зависимости от интервалов  $\delta$  для исследуемых траекторий сканирования представлены на графиках (рисунок 3).

Графики, представленные на рисунке 3 показывают, что наименьшим функционалом обладает траектория сканирования электронного пучка в форме раstra. Поэтому эта форма наиболее предпочтительна из исследуемых.

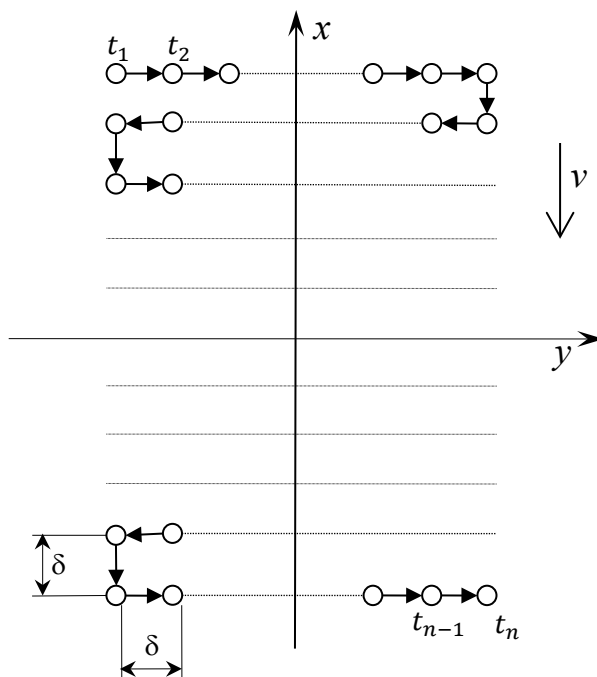


Рисунок 2 – Изображение последовательности позиционирования электронного пучка для формы сканирования «Растр»

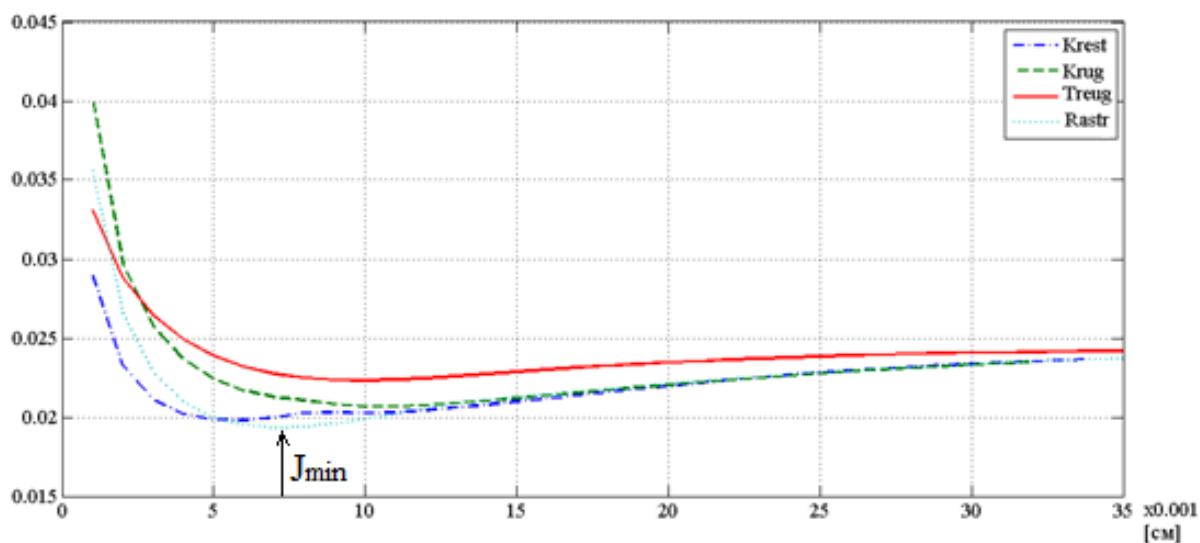


Рисунок 3 – Графики изменения функционала в зависимости от интервала между точками позиционирования для исследуемых траекторий сканирования электронного пучка

### Корректировка формы выбранной траектории осцилляции электронного пучка

Выбрав форму траектории сканирования электронного пучка, необходимо провести оценку влияния каждого участка формы этой траектории на значение функционала (2). Если участок оказывает влияние

в сторону увеличения функционала, то его следует удалить из формы, перераспределив энергозатраты этого участка на остальные.

Проведя указанные действия получили новую форму траектории сканирования (рисунок 4).

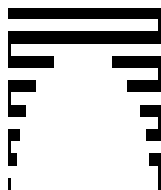


Рисунок 4 – Форма траектории сканирования электронного пучка «Rastr\_Optima»

Вычисленные значения функционала в зависимости от интервалов  $\delta$  для выбранной откорректированной траекторий сканирования представлены на графиках (рисунок 5).

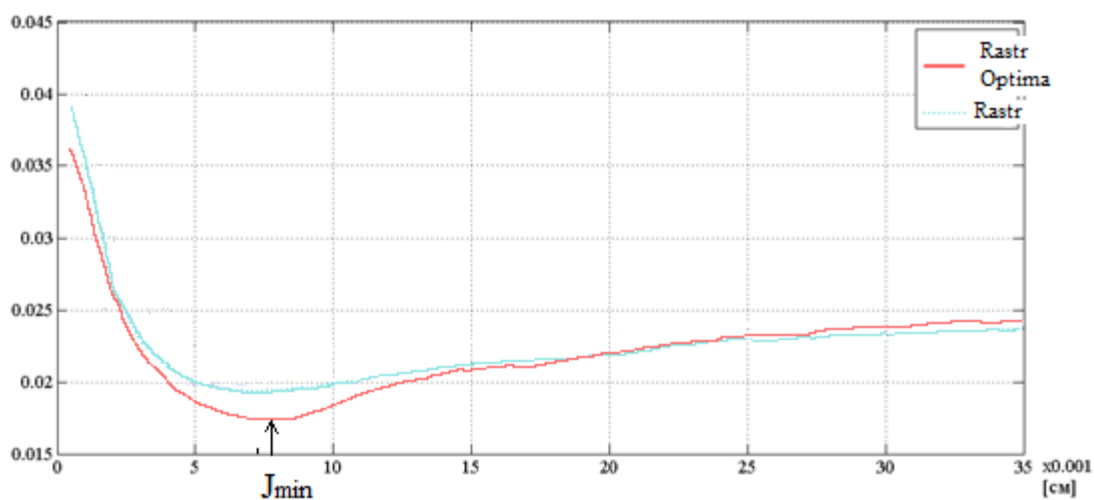
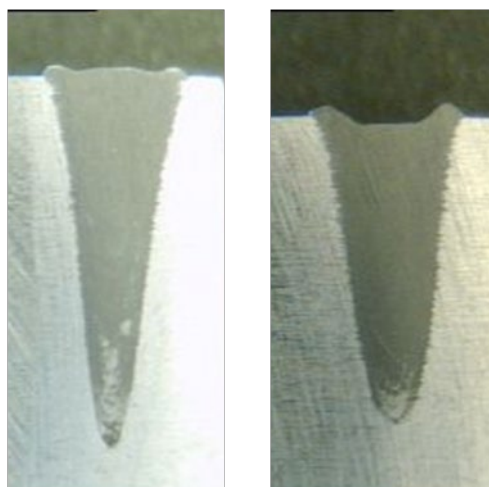


Рисунок 5 – Графики изменения функционала в зависимости от интервала между точками позиционирования для исследуемых траекторий сканирования электронного пучка

Графики, представленные на рисунке 5 показывают, что наименьшим функционалом обладает траектория сканирования электронного пучка в форме «Rastr\_Optima». Поэтому, согласно выполненным расчетам эта форма обладать наилучшими качественными показателями.

Для проверки теоретических результатов были проведены эксперименты с использованием траекторий сканирования электронного пучка «Rastr» и «Rastr\_Optima». Пробные эксперименты на материале АМГ-6 (рисунок 6) показали, что при сканировании электронного пучка по форме «Rastr», форма шва проявляет «кинжальные» свойства. При сканировании электронного пучка по форме «Rastr\_Optima», большая

часть энергии пучка тратится на разогрев металла и глубокого проплавления не происходит.



а)

б)

Рисунок 6 – Снимки макрошлифов образцов АМГ-6, полученных при ЭЛС траектория сканирования  $f_{\text{скан}} = 1000$  Гц.,: а) «Rastr»; б) «Rastr\_Optima»

### Вычисление параметров процесса сварки

Этот этап работы является самым трудоемким, так-как использует расчет объемных моделей теплового процесса с достаточно малым шагом интегрирования.

В качестве параметров процесса сварки приняты:

- скорость сварки;
- ток сварки;
- амплитуда сканирования по установленной траектории электронного пучка;
- положение фокусного пятна относительно поверхности свариваемого изделия.

Для моделирования электронного пучка с учетом толщины свариваемого изделия рассматривался источник нагрева, представляющий следующее выражение:

$$T_i(x, y, z, q, v, t) = T_1(x, y, z, q, v, t) + T_2(x, y, z, q, v, t) \quad (3)$$

где  $T_1(x, y, z, q, v, t)$  и  $T_2(x, y, z, q, v, t)$  – математические модели подвижных соответственно точечного (1) и линейного (4) источников,

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

их совмещение вызвано необходимостью учета влияния на тепловое поле толщины изделия.

Скорость сварки присутствует в формулах (1) и (4) в явном виде, поэтому ее можно найти решив обратную задачу, т.е.:

$$v = \min_{v_{\min} \div v_{\max}} J \quad (5)$$

С этой целью моделируя поведение выбранного функционала при вариации скорости сварки, определяем решение поставленной задачи в точке, где функционал претерпевает минимум. На рисунке 7 представлен результат такого моделирования.

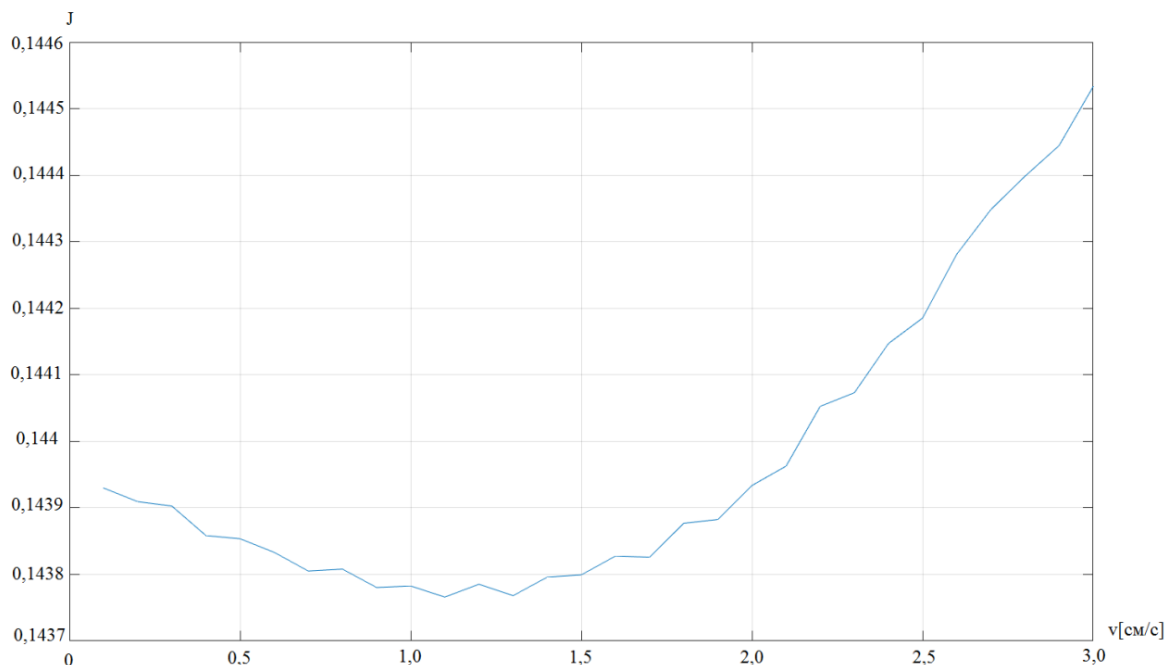


Рисунок 7 – График кривой моделирования функционала при вариации скорости сварки

Ток сварки не представлен в формулах теплового процесса, но он связан с энергией источника нагрева Q следующим выражением:

$$I_{\text{св}} = \frac{Q}{U \cdot \eta \cdot 0,24} [mA] \quad (6)$$

где  $U$  – ускоряющее напряжение [кВ];  $\eta = 0,89$  – к.п.д. для ЭЛС.

В работе предложен алгоритм, разработанный авторами. В основе алгоритма принято следующее предположение: так-как тепловой процесс сварки не стационарный, то целесообразным является выбор такой энергии источника (или тока сварки), при которой значение функционала не претерпевало изменений в случае увеличения времени интегрирования в некотором пределе. С этой целью строится семейство кривых зависимости функционала от времени интегрирования для разных значений энергии источника нагрева (рисунок 8). Затем выбирается то значение энергии, при которой кривая имеет наименьший наклон.

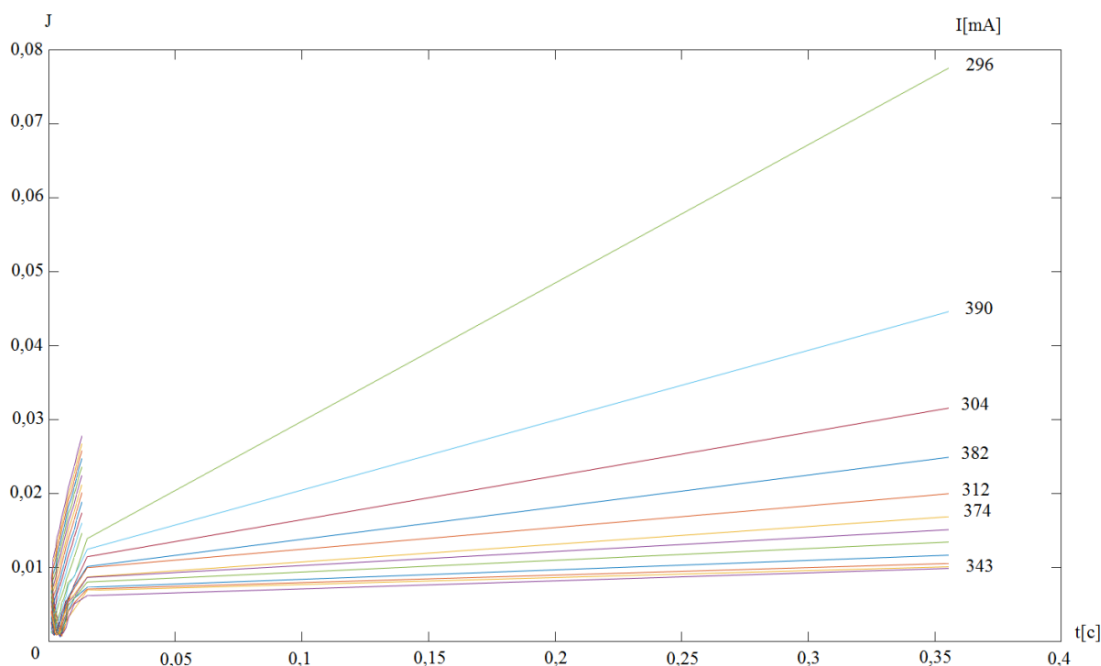


Рисунок 8 – Семейство кривых зависимости функционала от времени интегрирования при вариации энергии источника нагрева

На рисунке 8 прямой с наименьшим наклоном соответствует ток сварки  $I = 343$  mA.

Амплитуда сканирования электронного пучка определяется на этапе выбора геометрических параметров объема интегрирования для математических моделей (1) и (4). Сначала вычисляется значение температурного порога, задающего границы исследуемого объема нагреваемого материала:

$$T_{\text{порога}} = \min_{T_{\text{min}} \div T_{\text{max}}} J \quad (7)$$

График вычислений представлен на рисунке 9.

В ходе вычислений зависимости функционала от температуры нагрева (7) формируем границы распространения варьируемой температуры (рисунок 10-12).

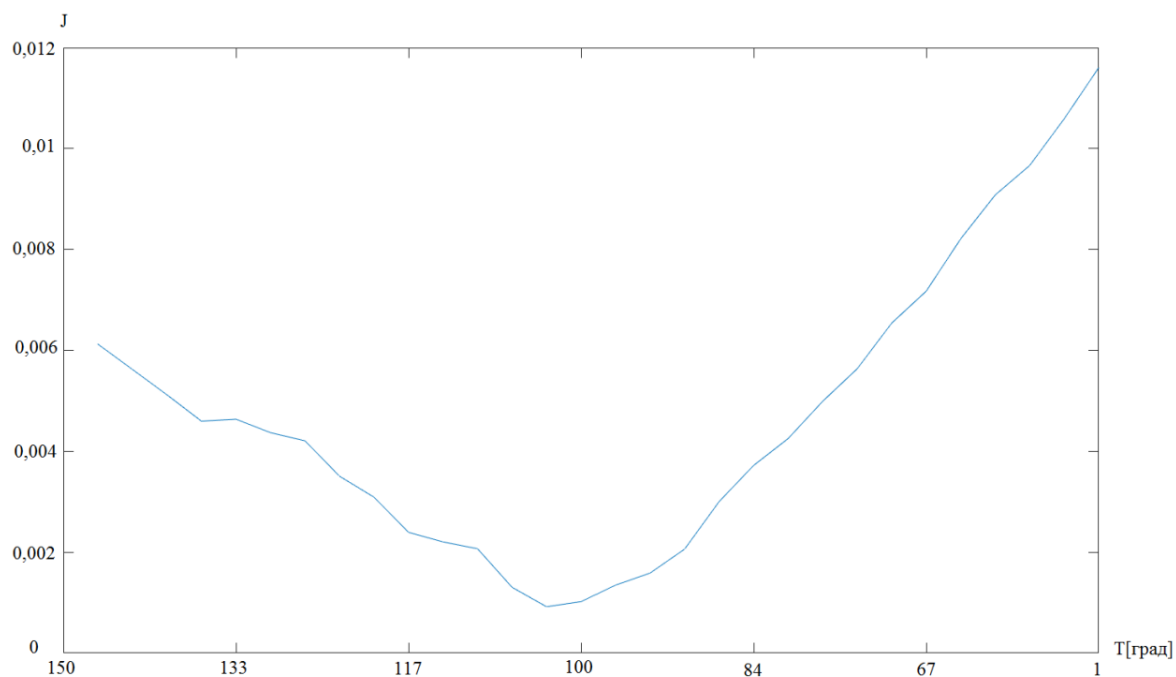


Рисунок 9 – График кривой зависимости функционала от температуры нагрева

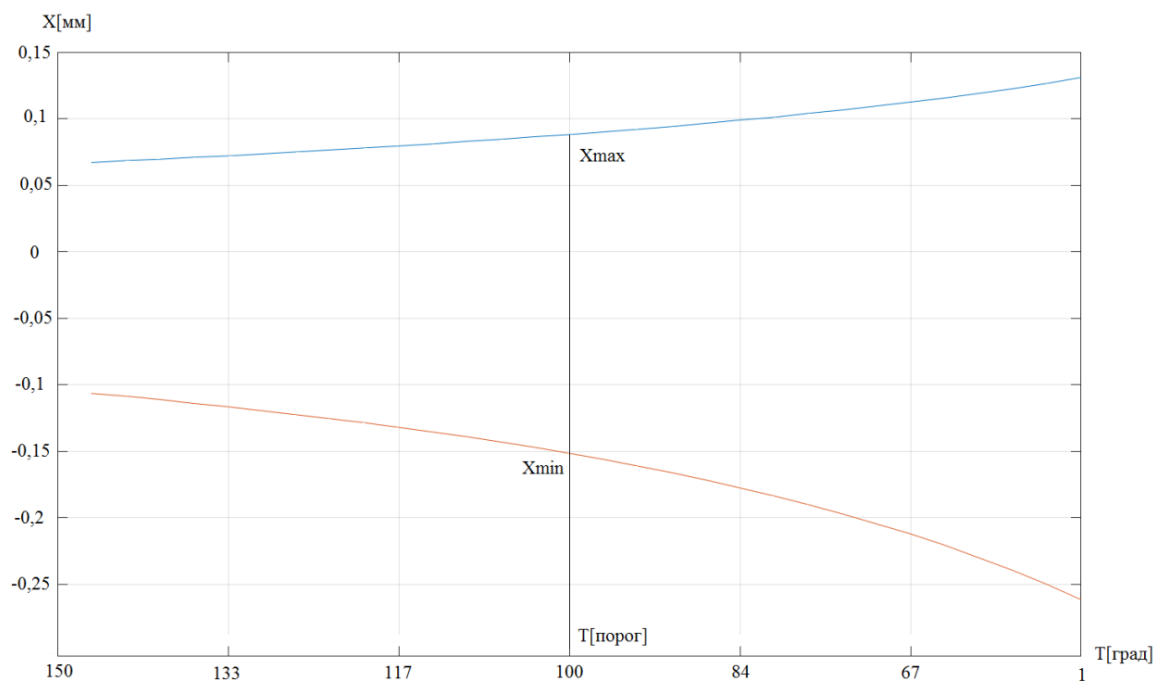


Рисунок 10 – График границы варьируемой температуры нагрева по оси  $X$



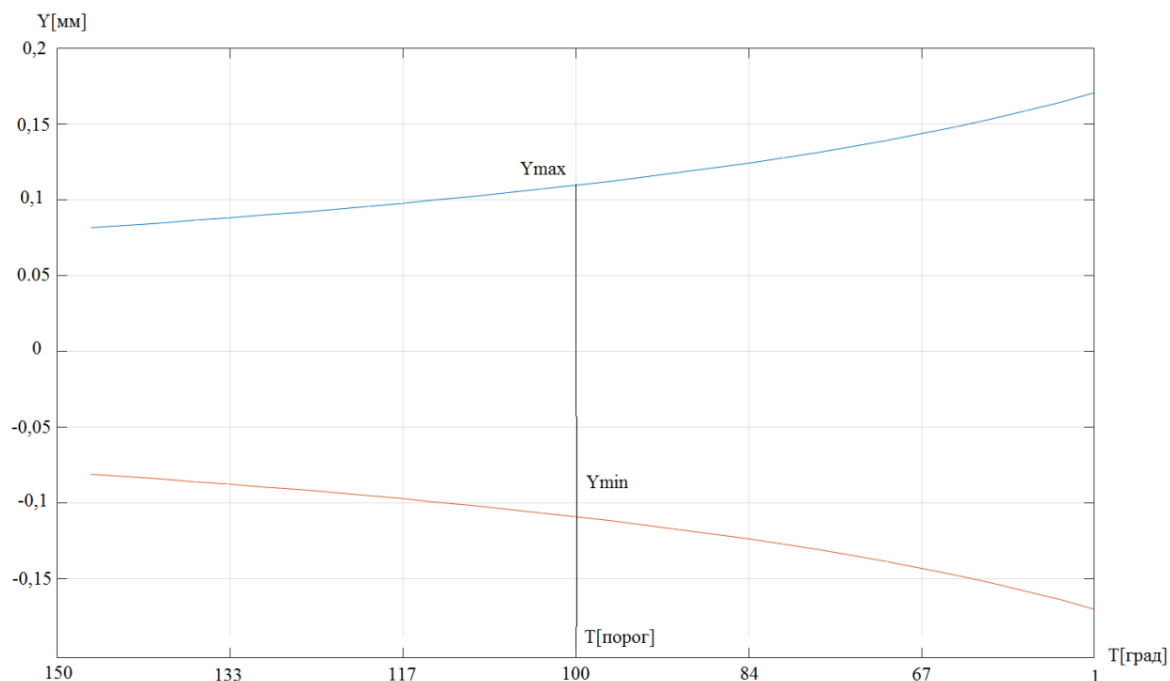


Рисунок 11 – График границы варьируемой температуры нагрева по оси Y

Точки пересечения границ с пороговой температурой формируют амплитуды сканирования пучка соответственно вдоль и поперек направления сварки, т.е.:

$$x = x_{max} - x_{min} = 0,08 + 0,15 = 0,23 \text{ [см];}$$

$$y = y_{max} - y_{min} = 0,109 + 0,109 = 0,22 \text{ [см].}$$

Проводя расчеты по (5), перемещая при этом положение точечного источника нагрева по глубине нагреваемого материала, моделируем таким образом зависимость функционала от фокусного расстояния электронного пучка. В результате положение минимума функционала указывает на координату оптимального положения фокального пятна электронного пучка относительно поверхности свариваемого изделия.

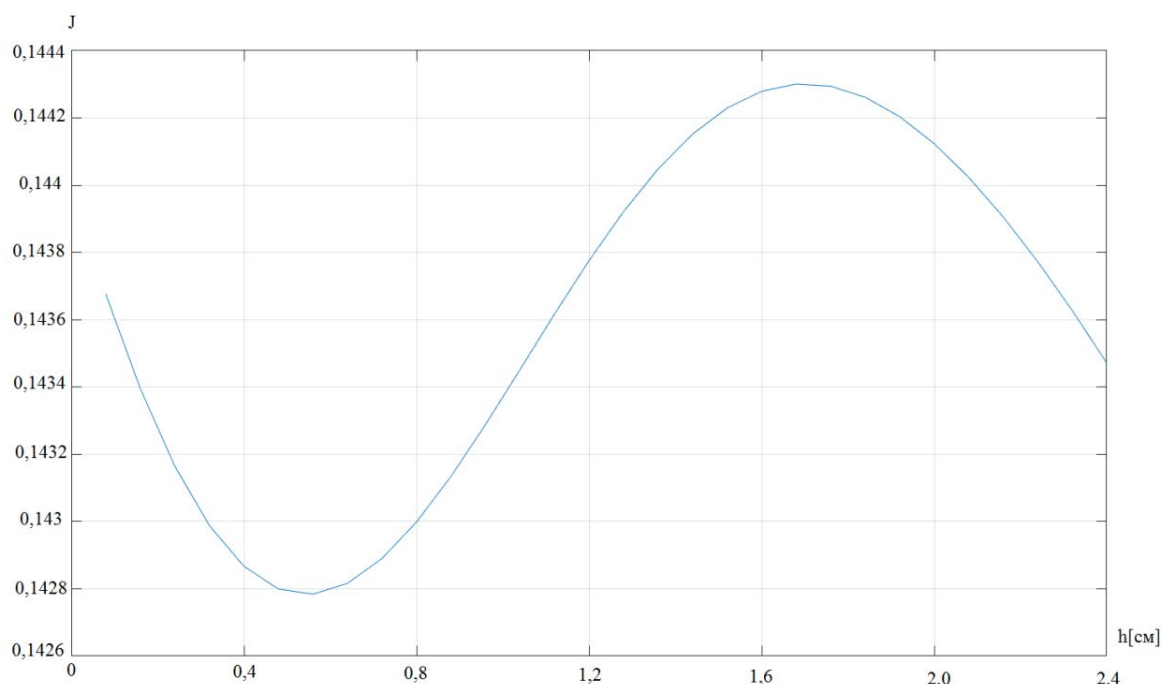


Рисунок 12. График изменения значения функционала при перемещении мгновенного точечного источника вглубь материала

### Заклучение

Результаты работы целесообразно использовать при испытании новых траекторий сканирования электронного пучка для сокращения затрат эксперименты и оценки эффективности от применения новой формы развертки.

### Литература

1. Рыкалин Н.Н., Зуев И.В., Углов А.А. Основы электронно-лучевой обработки материалов. – М.: Машиностроение, 1978. – 239 с.
2. Шиллер З., Гайзиг У., Панцер З. Электронно-лучевая технология: пер. с нем. яз. – М.: Энергия, 1980. – 528 с.
3. Электронно-лучевая сварка / О.К. Назаренко, А.А. Кайдалов, С.Н. Ковбасенко, А.А. Бондарев, А.Д. Шевелев, А.И. Четверо, Ю.В. Зубченко, Ю.Н. Ланкин, В.Д. Шелягин; под ред. Б.Е. Патона – Киев: Наукова думка, 1987. – 256 с.
4. Орлинов В., Младенов Г. Электронни и йонни методи за обработка и анализ за веществото. – София: Техника, 1982. – 308 с.
5. Младенов Г. Электронни и йонни технологии. – София: Проф. Марин Дринов, 2009. – 387 с.

## О зависимости потерь мощности на излучение из пароплазменного кратера при электронно-лучевой сварке от параметров его формы

В.Н. Ластовиря<sup>1</sup>, К.А. Крылов<sup>1</sup>, А.В. Леонов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Кафедра оборудования и технологии сварочного производства, Московский политехнический университет, 38, ул. Б. Семёновская, г. Москва, 107223, РФ.

[slava.lastovirya@gmail.com](mailto:slava.lastovirya@gmail.com)

**Аннотация.** Рассматривается тепловое излучение из цилиндрического пароплазменного факела в зависимости от параметров его формы при проплавлении металла электронным пучком. Путем интегрирования плотности теплового потока по поверхности кратера получены выражения для величины теплового потока в зависимости от глубины и радиуса кратера.

### Введение

Хорошо известно, что в термических процессах электронно-лучевой сварки (ЭЛС) присутствуют потери энергии пучка за счет теплопроводности и излучения, которые в различных случаях могут иметь различные доли. Невозможность измерения глубины кратера, определяющего глубину провара, в ходе ЭЛС приводит к попыткам ее предсказания по математическим выражениям, которые получены из условий энергетического баланса пучка в кратере. Наиболее известной в этом плане является работа [1]. Однако сравнение расчётных и экспериментальных данных дает в ряде случаев заметные несовпадения. Так, при использовании подобных выражений, в том числе на основе подхода работы [1], при ЭЛС среднеуглеродистой стали ошибка достигает 25 %, а для алюминиевых сплавов она доходит до 40 %. Это говорит о том, что выражения не всегда адекватны условиям процесса.

Расчетные выражения адекватны в области малых значений произведения  $VR$  ( $V$ - скорость сварки;  $R$ - радиус кратера) и больших значений мощности  $P$  на единицу глубины  $H$  провара ( $P/H$ ), что соответствует кинжальному проплавлению. Ухудшение корреляции при больших  $VR$  и малых  $P/H$  можно объяснить снижением эффективности процесса ЭЛС и увеличением потерь за счет уноса мощности из кратера[2]. Последнее происходит по причине уменьшения плотности мощности пучка и, соответственно, коэффициента формы кратера ( $K=H/2R$ ) при одновременном увеличении его радиуса.

Энергетический баланс пучка определяется формой поверхности кратера. Основные потери на излучение дают: отраженные электроны, тепловое излучение и испарение. Известно, что величина потерь в зависимости от условий и материала может достигать 30...40 % [2-5] при

малых  $K$ . Однако обычно считают, что эффективный КПД электронно-лучевой сварки, который определяется потерями на излучение, составляет 0,8...0,99 [6-8]. На практике не всегда обосновано, при относительно глубоком проваре потерями пренебрегают, считая, что они не превосходят 1 %. В то же время, экспериментальное определение реактивной силы [9] показывает, что при малых неразвитых кратерах только за счет испарения потери мощности составляют 3...4 %.

Регистрируя выходные переменные процесса ЭЛС (яркость паро-плазменного факела, ток изделия и др.), которые являются информационными сигналами о потерях мощности пучка, можно оценивать текущие параметры формы кратера. Это открывает возможность повышения эффективности энергозатрат, а также не только контроля, но оптимизации и управления процессом, в том числе формой проплава сварного шва [9-12].

Таким образом, представляет интерес теоретическая оценка характера зависимости потерь мощности на излучение от формы кратера, на примере теплового потока, излучаемого из кратера, поскольку он определяется в основном только температурой поверхности кратера.

### Постановка задачи

Будем считать форму кратера цилиндрической, как это принято в работе [1]. Тепловой поток  $P_u$  с внутренней поверхности кратера испускается через верхний торец - горловину кратера (рисунок 1). Полагаем, что давление в кратере существенно меньше атмосферного и не влияет на процесс излучения, а часть теплового потока, попадающая при излучении на противоположную стенку, остается в кратере.

Тогда тепловой поток с элементарной площадки  $dS$  цилиндрической поверхности  $S$  кратера

$$dP_u = E(h) dS, \quad (1)$$

где  $E(h)$  - поверхностная плотность потока, испускаемого с  $dS$  и проходящего через горловину кратера, Вт/м<sup>2</sup>. Для цилиндра  $dS = 2\pi R dh$ , что позволяет при определении излучаемого потока перейти от интегрирования по поверхности  $S$  к интегрированию вдоль оси  $h$ :

$$P_u = 2\pi R \int_0^H E(h) dh \quad (2)$$

Поскольку излучение распространяется с каждого элемента поверхности по всем возможным направлениям, нас будет интересовать та его доля, которая распространяется в телесном угле  $\omega$  (рис. 1), который определяет часть пространства паро-плазменного кратера, ограниченную



$$E(h) = q_n \iint_{\omega} \cos \psi(h) d\omega \quad (4)$$

или, что проще, по площади кругового сечения горловины  $F$ .

Для перехода к интегрированию по площади горловины необходимо сделать замену переменных учитывая, что мера телесного угла определяется отношением площади, вырезаемой им на поверхности сферы, к квадрату радиуса этой сферы. В нашем случае получим соотношение  $d\omega = dF_{\text{сф}} / R_{\text{сф}}^2$ . Так как интегрирование ведется не по сферической поверхности, а по плоскости горловины  $F$ , то необходимо учесть угол между нормалью  $\mathbf{N}_F$  к ней и текущим радиусом сферы  $\tilde{\mathbf{R}}_{\psi}$  [13].

Окончательно дифференциал телесного угла трансформируется в соотношение:  $d\omega = \cos \beta(h, r, \varphi) dF / \tilde{R}_{\psi}^2$ , где  $dF$  – элементарная площадка горловины кратера, а  $\tilde{\mathbf{R}}_{\psi} = \tilde{R}_{\psi}(h, r, \varphi)$  – упомянутое текущее расстояние между  $dh$  и  $dF$ . Тогда интеграл (4) примет вид:

$$E(h) = q_n \iint_F \cos \psi(h) \frac{\cos \beta(h, r, \varphi)}{\tilde{R}_{\psi}^2} dF. \quad (5)$$

Выражая входящие величины через цилиндрические координаты:

$$\cos \psi(h) = \frac{r \cos \varphi}{R_{\psi}}; \quad \cos \beta(h, r, \varphi) = \frac{h}{\tilde{R}_{\psi}}, \quad \text{где } \tilde{R}_{\psi} = \sqrt{h^2 + r^2}; \quad R_{\psi} = \sqrt{h^2 + r^2 \cos^2 \varphi},$$

с учетом якобиана и симметричности кратера относительно диаметральной плоскости получим выражение, которое после замены переменных  $u = r/h$ ;  $du = dr/h$ ;  $k = h/2R$  окончательно выражение (5) принимает вид:

$$E(k) = 2q_n \int_0^{\pi/2} \cos \varphi d\varphi \int_0^{\frac{\cos \varphi}{k}} \frac{u^2 du}{(1 + u^2 \cos^2 \varphi)^{1/2} (1 + u^2)^{3/2}} = q_n E_1(k). \quad (6)$$

Интеграл  $E_1(k)$  в выражении (6), имеющий смысл телесного угла, не берется аналитически, однако хорошо аппроксимируется аналитическим выражением

$$E_2(k) = \left[ \frac{-k}{k^2 + 0.7} + \operatorname{arctg} \left( \frac{1}{k} \right) \right] \quad (7)$$

Телесные углы  $E_1(k)$  и  $E_2(k)$ , рассчитанные по формулам (6) и (7), незначительно отличаются друг от друга, что допускает замену  $E_1(k)$  на  $E_2(k)$  при расчетах.

Используя выражение (7), согласно (2) после замены переменной интегрирования получим поток излучения из кратера как интеграл по его боковой поверхности:

$$P_u(H, R, q_n) = 4\pi R^2 q_n \int_0^{H/2R} E_2(k) dk = q_n P(H, R), \quad (8)$$

где геометрическая функция  $P(H,R)$  в (8) имеет размерность  $\text{мм}^2 \cdot \text{срад}$  и определяет величину мощности излучения. Данная функция может быть представлена аналитическим выражением:

$$P(H,R) = 2\pi R H \operatorname{arctg}\left(\frac{1.72R}{H}\right), \quad (9)$$

из которого следует, что поток излучения из кратера зависит от глубины и ширины кратера. С увеличением глубины кратера величина потока достигает предельного значения, которое при прочих равных условиях растет с ростом радиуса полости. Это наглядно видно, если в выражение (9) ввести коэффициент формы кратера, сделав замену  $K = H/2R$ :

$$P(K,R) = 4\pi R^2 K \operatorname{arctg}\left(\frac{0.86}{K}\right), \quad (10)$$

причем из (10) следует

$$\lim_{K \rightarrow 0} P(K,R) = 0 \quad \lim_{K \rightarrow \infty} P(K,R) = 3.44\pi R^2, \quad (11)$$

то есть излучение из узких паро-плазменных кратеров пропорционально площади его горловины, что иллюстрируется графиками на рис. 2.

Таким образом, заменяя в выражении (9) в окрестности нуля арктангенс членом первого порядка ряда Тейлора:  $\operatorname{arctg}(1.72R/H) \approx 1.72R/H$  или учитывая пределы (11), получаем согласно (8) поток излучения для случая кинжального проплавления:

$$PK_u(R, q_n) = 3.44q_n\pi R^2. \quad (12)$$

Как видно из рисунка 2, это соотношение справедливо при больших значениях коэффициента формы. При малых значениях коэффициента формы наблюдается заметная зависимость потока излучения из кратера не только от радиуса, но и от глубины паро-плазменного кратера.

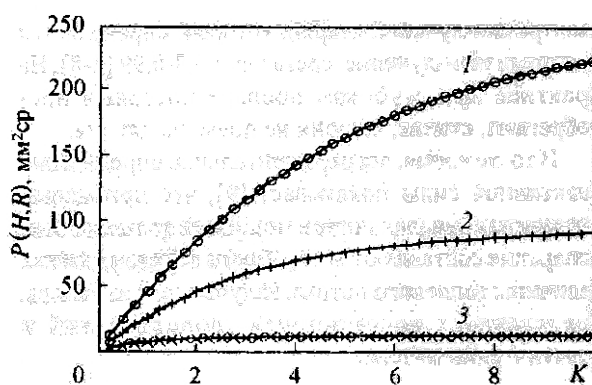


Рисунок 2 – Зависимость геометрической функции  $P(H,R)$ , определяющей тепловой поток излучения, от коэффициента формы кратера при различных значениях его радиуса. 1 –  $R=5$  мм; 2 –  $R=3$  мм; 3 –  $R=1$  мм

Расчетные формулы (9), (10) получены с использованием приближенного выражения для плотности теплового потока  $E_2(k)$ , определенного по выражению (7). При этом допускается относительная погрешность вычисления теплового потока излучения

$$\delta P(K) = \frac{P_u(K) - \tilde{P}_u(K)}{P_u(K)}, \quad (13)$$

где  $\tilde{P}_u(K) = K \operatorname{arctg}(0.86 / K)$  – приближенное значение интеграла из соотношения (10), определяющее поток через  $E_2(k)$ ;  $P_u(K) = \int_0^K E_1(k) dk$  – его точное значение, определенное по плотности потока  $E_1(k)$  согласно (6).

На рисунке 3 показано, что допускаемая погрешность при определении теплового потока по выражению (8) с использованием аналитической зависимости (9) или (10) в диапазоне  $K \in [1, 6]$  не превышает 1%.

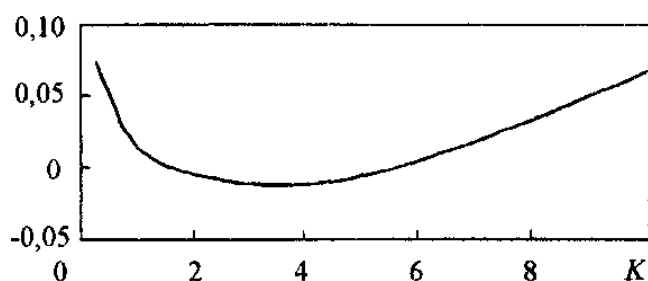


Рисунок 3 –  
Зависимость погрешности  
оценки потока излучения  
по приближенному  
выражению (10) от  
коэффициента формы  
кратера

### Вычисление излучения с поверхности дна канала

Для полноты картины необходимо рассмотреть излучение с поверхности дна кратера, которое в первом приближении можно считать плоским. Тепловой поток с элементарной площадки дна  $dS = 2\pi r dr$  можно выразить аналогично потоку со стенок как  $dPD_u = ED(r)dS$ , где  $ED(r)$  – поверхностная плотность потока со дна через горловину, величина которой определяется согласно (4) и (5).

Аналогично (8) поток можно представить как энергетическую яркость, умноженную на геометрическую функцию для теплового потока со дна  $PD(K, R)$ . Геометрическая функция в этом случае будет выражаться как

$$PD(K, R) = 2\pi \int_0^R ED(K, R, r) r dr \quad (14)$$

где  $ED(K, R, r)$  – геометрическая функция плотности потока, излучаемого со дна, которую можно выразить через коэффициент формы кратера:

$$ED(K, R, r) = 2(2RK)^2 \int_0^\pi \int_0^{A(r, \theta, R)} \frac{\rho d\rho d\theta}{((2RK)^2 + \rho^2)^2}. \quad (15)$$

Верхний предел внутреннего интеграла имеет вид



$$A(r, \theta, R) = r \cos \theta + \sqrt{R^2 - r^2 \sin^2 \theta}, \quad (16)$$

что следует из уравнения окружности, при переходе к полярным координатам  $(\rho, \theta)$  с началом в точке  $(r, 0)$ .

Интеграл (15) аналитически не берется. На рисунке 4 приведена зависимость геометрической функции  $PD(K, R)$  от параметров формы кратера. Сравнение данной зависимости с аналогичной зависимостью для теплового излучения с боковой поверхности кратера (см. рисунок 2) показывает, что уже при  $K > 2$  излучение со дна ( $R=1-5$  мм) практически на порядок меньше, чем с боковой поверхности, и чем меньше радиус кратера, тем при меньших значениях  $K$  это условие выполняется.

Таким образом, для реальных значений радиусов кратера основное излучение наружу осуществляется с боковой поверхности кратера, причем, чем дальше от дна кратера находится элемент поверхности, тем больше его вклад в результирующий поток излучения. Тепловым потоком со дна можно пренебрегать уже при коэффициентах формы кратера  $K=1.5-2.0$ .

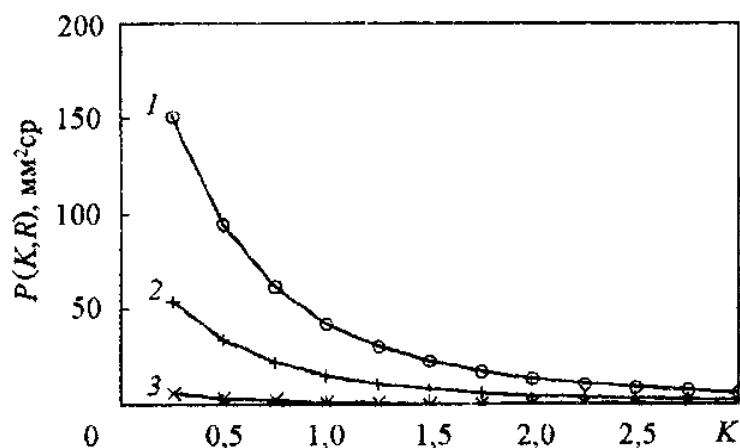


Рисунок 4 – Зависимость геометрической функции  $P(K, R)$ , потока излучения со дна кратера, от коэффициента формы кратера при различных значениях его радиуса. 1 –  $R=5$  мм; 2 –  $R=3$  мм; 3 –  $R=1$  мм.

Энергетическую яркость поверхности кратера можно оценить сверху, используя зависимость плотности теплового потока в полусферическое пространство  $2\pi$  стерадиан по закону Стефана-Больцмана

$$E_{нсф} = \varepsilon \sigma_0 (T_k)^4, \quad (17)$$

где постоянная  $\sigma_0 = 5,67 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>);  $T_k$  – температура кипения металла,  $\varepsilon$  – излучательная способность (степень черноты) тела. Полагая  $T_k=3200$  К при  $\varepsilon=1$ , что характерно для полостей малого диаметра [13], на основании равенства  $E_{нсф} = \pi q_n$  из (17) получим  $q_n \approx 2$  Вт/(мм<sup>2</sup>·срад). При настройке

экспериментальных линейных моделей для оценки глубины и ширины кратера по поглощаемой и излучаемой компонентам мощности пучка в работе [4] в интервале тока пучка [20, 24] мА и тока фокусировки [ $I_0$ ;  $0,98I_0$ ], где  $I_0$  – ток острой фокусировки, энергетическую яркость поверхности составила  $q_n = 3,256 \text{ Вт}/(\text{мм}^2 \cdot \text{срад})$ . Ускоряющее напряжение при сварке стали 12Х18Н10Т составляло 75 кВ, погрешность модели 8%. Заметно большее значение коэффициента можно объяснить наличием потерь за счет отраженных электронов и испарения.

### Заключение

Расчет излучения из цилиндрического паро-плазменного кратера показывает, что основная доля в излучение вносится верхней частью боковой поверхности полости, а величина теплового потока зависит от энергетической яркости стенок, глубины и ширины кратера. С ростом глубины величина потока стремится к предельному значению, которое пропорционально площади сечения верхней части кратера.

Однако, с уменьшением коэффициента формы кратера  $K$  поток излучения заметно увеличиваясь, достигает при малых  $K$  значительных величин. При уменьшении коэффициента формы кратера до значений, численно равных радиусу полости в миллиметрах, начинает проявляться заметная зависимость величины потока от глубины кратера.

Оценка теплового потока излучения открывает возможность контроля эффективности энерговложения и геометрических параметров формы проплавления сварного шва с малыми значениями коэффициента формы  $K$  в процессе электронно-лучевой сварки.

### Литература

1. Tong H, Giedt W H. Depth of Penetration During Electron Beam Welding *Journal of Heat Transfer Trans. ASMEWA/HT-2* pp. 1-9.
2. Шиллер З, Гайзиг У, Панцер З 1980 *Электронно-лучевая технология* Пер. с нем. (Москва Энергия).
3. Виноградов В А, Ластовирия В Н 1986 О связи параметров канала, образованного при электронно-лучевой сварке с условиями процесса *Физика и химия обработки материалов*, № 6, с. 99.
4. Ластовирия В Н, Мосин Д А 1991 Математическая связь параметров формы парогазового канала с условиями энергетического баланса на передней стенке кратера при электронно-лучевой сварке *Физика и химия обработки материалов*, № 2, с. 134.
5. Ластовирия В Н 2010 Экспериментальная методика идентификации уравнений связи для оценки формы проплава в ходе электронно-лучевой сварки *Заготовительное производство в машиностроении* № 3, с. 19.
6. Ерохин А А, Резниченко В Ф, Худышев А Ф 1970 Об эффективном КПД процесса проплавления (сварки) электронным лучом *Физика и химия обработки материалов*. № 3, с. 131.
7. Олышанский Н А, Смелянский М Я., Ткачев Л Г 1974 Эффективный и термический КПД электронно-лучевой сварки изделий большой толщины *Сварочное производство*. № 12, с. 1.
8. Зуев И В, Рыкалин Н Н, Углов А А 1976 Эффективный КПД электронно-лучевого нагрева *Физика и химия обработки материалов*. № 1, с. 22.
9. Родигин В Н, Коробов В М 1977 Прямое измерение реактивной силы, возникающей при электронно-лучевой сварке, и оценка параметров газа в кратере *Физика и химия обработки материалов*. № 4, с. 40.

10. Ластовиря В Н, Гладков Э А, Коновалов А В 2008 *Оптимизация в автоматизированном проектировании сварочных технологи. Основы теории* (М.: Изд-во МГИУ).

11. Ластовиря В Н, Новокрещенов В В, Родякина Р В 2015 Формирование субструктуры и кристаллографии сварных соединений монокристаллов вольфрама. *Сварочное производство. № 3*, с. 20.

12. Ластовиря В Н 2008 Принцип управления формой проплава в технологическом процессе электронно-лучевой сварки. *Машиностроение и инженерное образование. № 3*, с. 12.

13. *Теплообмен излучением*: Справочник 1991 Блох А Г, Журавлев Ю А, Рыжков Л Н (М.: Энергоатомиздат).

## **Исследование вторично-эмиссионных сигналов из зоны воздействия лазерного луча на металл при лазерной сварке в вакууме\***

И. Ю. Лetyагин<sup>1</sup>, Д. Н. Трушников<sup>1</sup>, В. Я. Беленький<sup>1</sup>,  
К.В. Феликан<sup>1</sup>, Ш. Панг<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Пермской национальной исследовательский политехнический университет

<sup>2</sup>Huazhong university of science and technology, Wuhan, China

E-mail: [letyagin@pstu.ru](mailto:letyagin@pstu.ru)

**Аннотация.** За последние несколько лет увеличилась доля применения лазерной обработки материалов в технологических процессах машиностроения. Особенно актуальным является проведение исследований лазерной сварки с глубоким проплавлением, где наблюдается поглощение части мощности луча плазменным облаком и как следствие, существенное снижение глубины проплавления. Одним из направлений проводимых работ является использование амплитудно-временных импульсов тока в плазме в зоне воздействия лазерного луча на металл для контроля процессов в канале проплавления. Исследование вторично-эмиссионных процессов в плазме в зоне воздействия лазерного луча на металл позволило провести численное моделирование процессов при лазерной сварке в зависимости от фокусировки лазерного луча и других технологических параметров лазерной сварки, а также регистрацию вторично-эмиссионного тока с целью контроля геометрических параметров проплавления при лазерной сварке. Данная методика может быть использована при построении методов оперативного контроля процесса сварки.

### **Введение**

Применение лазерной обработки материалов в высокотехнологичных отраслях промышленности для получения высококачественных сварных соединений деталей из конструкционных сталей и сплавов цветных металлов значительно увеличивается.

Основным применением в промышленном производстве среди высоко концентрированных источников энергии являлся электронный луч. В первые десятилетия в качестве источников мощного лазерного излучения для сварки использовались лазеры на углекислом газе, которые имели большие габариты, низкий (не превышающий 20%) КПД и не могли конкурировать с электронным лучом, используемом в установках для электронно-лучевой сварки.

Более широкому внедрению лазерной сварки в промышленное производство способствовало появление мощных оптоволоконных технологических лазеров, которые, по сравнению с лазерами на углекислом газе, обладают более высокой надежностью, относительно

---

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке Правительства Пермского края в рамках научного проекта № С-26/794.

малыми габаритами и обеспечивают высокое оптическое качество излучения. Кроме того, длина волны излучения оптоволоконных лазеров на порядок меньше, чем у лазеров на углекислом газе, что обуславливает меньшее потребление энергии, а их непрерывное совершенствование обеспечивают снижение стоимости и увеличение КПД технологических лазерных установок. В качестве недостатков мощных оптоволоконных лазеров следует отметить снижение эксплуатационной надежности резонатора при повышении мощности лазера, а также повышенная чувствительность резонатора к процессам отражения луча, который имеет место при взаимодействии лазерного излучения с обрабатываемым материалом.

В последние годы в качестве мощных технологических лазеров стали применяться дисковые лазеры, принцип работы которых основан на использовании охлаждаемого активного элемента в форме диска. Высокая эффективность охлаждения лазерной среды обеспечивается за счет большой площади поверхности диска, поэтому мощность излучения в пучке дискового лазера может достигать достаточно высоких значений. Важными преимуществами дисковых лазеров является возможность регулирования значения мощности излучения без изменения других параметров, отсутствие чувствительности резонатора к попаданию отраженного лазерного излучения, а также, также модульная конструкция лазера, которая позволяет заменять отдельные модули при сервисном обслуживании.

В настоящее время одной из существенных проблем при лазерной сварке с глубоким проплавлением является поглощение части мощности луча плазменным облаком, образующимся над зоной воздействия лазерного луча на металл, и связанное с этим существенное снижение глубины проплавления по сравнению с электронным лучом той же мощности. При этом эффективность лазерной сварки при соединении толстостенных деталей значительно уступает процессу электронно-лучевой сварки, широко применяющейся при изготовлении изделий ответственного назначения, что сдерживает широкое внедрение лазерной сварки в промышленное производство.

Для снижения экранирующего влияния плазменного облака и, соответственно, увеличения глубины проплавления при лазерной сварке используются такие технологические приемы, как нанесение специальных покрытий на металл перед сваркой, отклонение оси лазерного излучения от нормали в сторону, противоположную скорости сварки, на  $20^{\circ} \dots 30^{\circ}$ , колебания лазерного пучка в различных направлениях относительно стыка, применение импульсно-периодического режима работы лазера, сдувание газо-плазменного облака различными газами и их смесями [1-5].

Однако указанные технологические приемы не решают проблемы, связанные с потерями мощности лазерного луча в плазменном облаке над

зоной сварки. В связи с этим в последние годы все более возрастает интерес к лазерной сварке в вакууме, которая, несмотря на некоторые ограничения, связанные с использованием вакуумной камеры, позволяет получить по сравнению с лазерной сваркой в среде защитных газов значительно большую глубину проплавления при той же мощности лазерного луча, а также, обеспечивает эффективную защиту зоны сварки от воздействия внешней среды, что является особенно важным при сварке активных металлов [6-8].

Обеспечение при сварке высокой воспроизводимости качества сварных соединений и отсутствия дефектов в сварном шве в большинстве случаев требует осуществления оперативного контроля процесса формирования шва. При электронно-лучевой сварке широкое применение нашли вторично-эмиссионные способы контроля процесса взаимодействия электронного луча с металлом, при которых регистрируются параметры вторично-эмиссионных сигналов из зоны взаимодействия электронного луча с металлом [9-12].

В зоне лазерной сварки в вакууме протекают процессы, аналогичные процессам при электронно-лучевой сварке мощным электронным лучом: интенсивная термоэлектронная эмиссия из конденсированной фазы металла, образование плазменного облака над зоной сварки и наличие широкого спектра колебательных процессов в канале проплавления, образованном мощным концентрированным лучом лазера [13-14].

### **Методика проведения исследований**

Целью данной работы анализ амплитудно-временных параметров импульсов тока в плазме в зоне воздействия мощного концентрированного лазерного луча на металл и экспериментальное исследование параметров вторично-эмиссионных процессов в зоне лазерной сварки с целью использования этих сигналов для контроля и управления процессом формирования сварного шва.

Регистрация вторично-эмиссионного тока в плазме в зоне лазерной сварки осуществлялась путем установки над зоной сварки коллектора заряженных частиц (рис. 1), включенного в электрическую цепь, содержащую резистор нагрузки и источник напряжения смещения. Сигнал с резистора нагрузки подавался на компьютерную информационно-измерительную систему с аналого-цифровым интерфейсом на базе аналого-цифрового преобразователя У-14-140М фирмы L-CARD (Россия).

Эксперименты проводились на установке для лазерной сварки модели ALFA-300, дополненной вакуумной камерой с варьированием максимального напряжения накопителя от 200 В до 400 В, длительностью импульсов от 4 мс до 20 мс и частотой их следования 1 Гц.

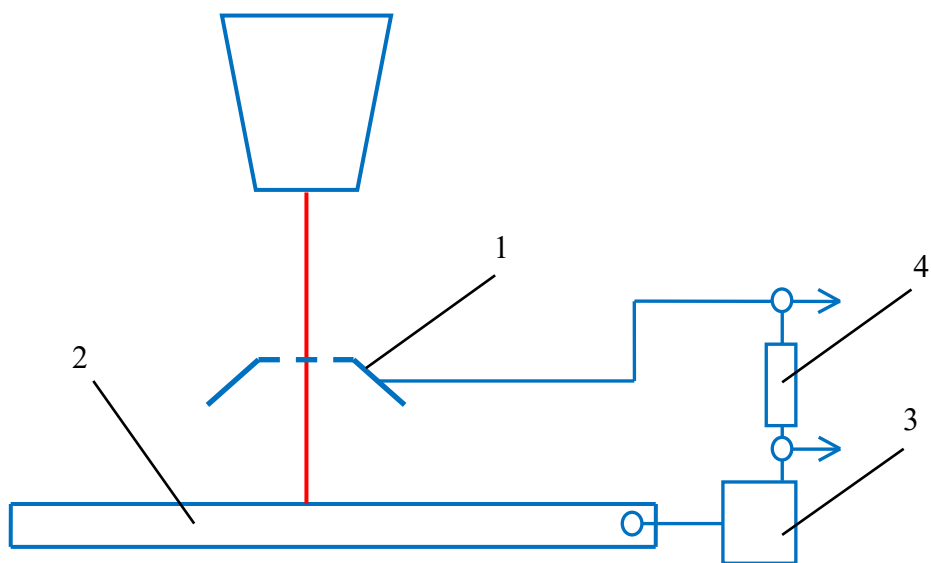


Рисунок 1 – Схема регистрации вторично-эмиссионного тока при лазерной сварке в вакууме: 1 – коллектор заряженных частиц; 2 – свариваемое изделие; 3 – источник напряжения смещения; 4 – резистор нагрузки

### Результаты исследований

Экспериментальные исследования показали, что в спектре регистрируемого сигнала присутствует высокочастотная составляющая ( $f > 10$  кГц) и ее гармоники (рис. 2). Эта составляющая вторичного тока в плазме, измеряемого с помощью коллектора заряженных частиц, отражает автоколебательные процессы в столбе плазмы при подаче на коллектор положительного потенциала.

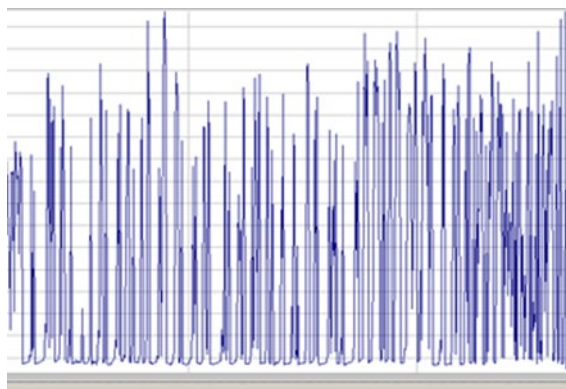


Рисунок 2 – Фрагмент оциллограммы вторично-эмиссионного тока в плазме, регистрируемого коллектором заряженных частиц при лазерной сварке

Природа этих автоколебательных процессов связана с возникновением ионно-звуковой неустойчивости. Наблюдаемая неустойчивость аналогична потенциально-релаксационной неустойчивости, характеризующейся большой амплитудой колебаний на положительном электроде, расположенном в плазме. Оба вида неустойчивости имеют схожую природу возбуждения и распространения. Данные неустойчивости в плазме появляются при превышении плотности тока разряда некоторой критической величины. Критическая плотность тока  $j$ , выражается через пороговое значение дрейфовой скорости электронов

$$V_D = \frac{j}{n_e e}, \quad (1)$$

где  $n_e$  – концентрация электронов,  $e$  – заряд электрона.

Минимальное значение скорости  $V_D$ , при котором возникают ионно-звуковые неустойчивости, совпадает со скоростью ионного звука в плазме

$$V_s = \sqrt{(\gamma_e k_b T_e + \gamma_i k_b T_i)/m}, \quad (2)$$

где  $k_b$  – постоянная Больцмана;  $\gamma_e$  – коэффициент, который для электронов принимается равным единице, для ионов  $\gamma_i = 3$ ;  $T_e$  и  $T_i$  – соответственно, температура электронов и ионов;  $m_i$  – масса ионов.

При температуре ионов над зоной сварки около 2400 К, температуре электронов  $\sim 10\,000$  К и плотности плазмы  $n_e \approx 10^{16} \text{ м}^{-3}$  критическое значение плотности тока составляет  $\sim 3 \text{ мА/м}^2$ , что соответствует току коллектора заряженных частиц около 4 мА при его площади порядка  $2 \dots 4 \text{ см}^2$ . Наблюдаемые в экспериментах импульсы электронного тока в плазме имеют величину, превышающую пороговое значение.

Дисперсионное соотношение для ионно-звуковых волн имеет вид

$$\omega(k) = k V_s / \sqrt{1 + k^2 \lambda_D^2}, \quad (3)$$

где  $\omega$  – частота,  $k$  – волновое число,  $V_s$  – фазовая скорость ионно-звуковых волн в плазме,  $\lambda_D$  – дебаевский радиус экранирования.

Для ионно-звуковых колебаний, в случае больших длин волн ( $\lambda \gg \lambda_D$ ), дисперсионное соотношение принимает линейный вид  $\omega(k) =$



$kV_s$ . Если для ионных колебаний Ленгмюра характерно постоянство частоты и произвольные значения скоростей, то в ионно-звуковых волнах скорость постоянна, а частоты могут принимать широкий диапазон значений, в зависимости от длины волны. Принимая в качестве длины волны  $n$ -й гармоники величину  $L/n$ , где  $L$  – характерный размер системы (расстояние между поверхностью металла и коллектором заряженных частиц), получаем для частот гармоник выражение:

$$f_n = nV_s/L. \quad (4)$$

Величина частоты высокочастотной компоненты зависит от расстояния между зоной сварки и коллектором заряженных частиц, что хорошо согласуется с экспериментальными данными. При этом оценка фазовой скорости соответствующих ионно-звуковых волн дает значение 1650 м/с.

Возникающие автоколебания в плазме над зоной сварки модулируют осцилляции в спектре вторичного сигнала в диапазоне 100 Гц – 10 кГц, вызванные капиллярными неустойчивостями канала проплавления, стохастическим перемещением зоны взаимодействия лазерного луча с металлом на стенках канала проплавления, локальными перегревами в канале проплавления, пульсациями потоков паров из канала проплавления и другими периодическими процессами в канале проплавления.

В зоне лазерной сварки при атмосферном давлении, вследствие известного в физике плазмы механизма столкновительного затухания колебаний, при высоких концентрациях нейтральных атомов возрастает вероятность соударений частиц плазмы за период колебаний. Число этих столкновений достаточно велико, и колебания затухают очень быстро.

Была поставлена задача дифференцировать колебательные процессы в плазме, связанные с различного вида неустойчивостями, и автоколебания, вызываемыми периодическими процессами в канале проплавления, так как последние должны в большей степени коррелировать с технологическими параметрами лазерной сварки в вакууме и с геометрией зоны проплавления в металле при воздействии лазерного луча.

Ввиду того, что характер автоколебаний в плазме, связанных с различного рода неустойчивостями, в значительной степени определяется геометрией плазменного облака, образующегося в зоне лазерной сварки в вакууме, были проведены исследования влияния расстояния между коллектором заряженных частиц, осуществляющим отбор вторичного тока из плазмы, и поверхностью металла, подвергаемого воздействию лазерного луча, на амплитудно-временные параметры вторично-эмиссионного сигнала.

На рисунке 3 представлены спектры колебаний, полученные при математической обработке в среде MathCad результатов записи

вторично-эмиссионных сигналов в зоне лазерной сварки в вакууме с использованием компьютерной информационно-измерительной системы при различных расстояниях от коллектора заряженных частиц до поверхности металла.

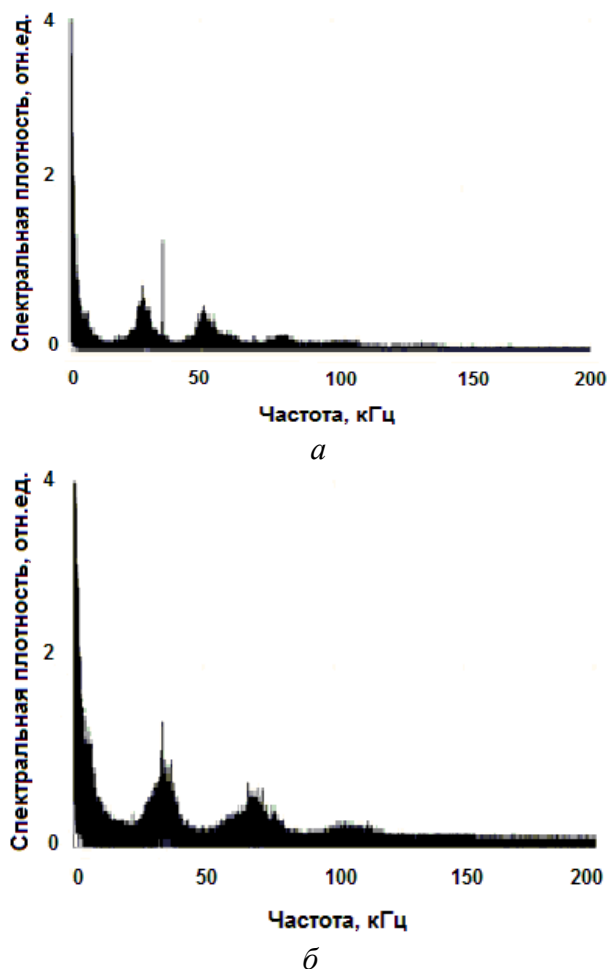


Рис. 3. Спектры колебаний вторично-эмиссионного тока в плазме, образующейся в зоне лазерной сварки в вакууме, при различных расстояниях от коллектора заряженных частиц до поверхности металла (а – 10 мм, б – 20 мм)

На рисунке 4 приведена зависимость частоты компоненты спектра, обусловленной ионно-звуковыми колебаниями в плазме в зоне лазерной сварки в вакууме, от расстояния между коллектором заряженных частиц и поверхностью металла.

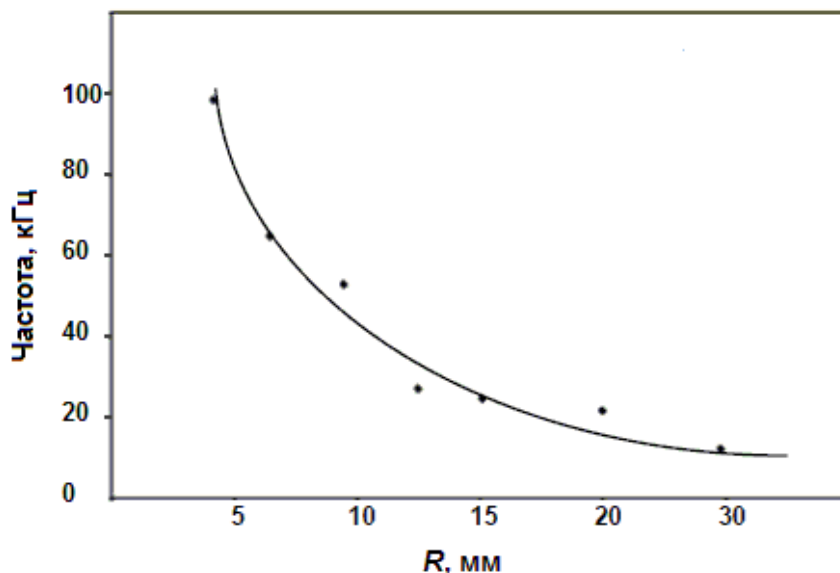


Рисунок 4 – Зависимость частоты компоненты спектра, обусловленной ионно-звуковыми колебаниями в плазме в зоне лазерной сварки в вакууме от  $R$  расстояния между коллектором заряженных частиц и поверхностью металла

Как видно из рисунка 3 и рисунка 4, при уменьшении расстояния от поверхности металла до коллектора заряженных частиц спектральная плотность высокочастотных компонент спектра вторично-эмиссионного тока в зоне лазерной сварки в вакууме, связанных с ионно-звуковой и релаксационной неустойчивостями в плазме, уменьшается, и увеличивается их частота. Это свидетельствует о том, что при регистрации вторично-эмиссионного тока с целью контроля геометрических параметров проплавления при лазерной сварке необходимо размещать электрод-коллектор заряженных частиц в непосредственной близости к поверхности свариваемого металла. Данная зависимость обуславливает экстремальный характер изменения величины вторично-эмиссионного сигнала в зависимости от фокусировки лазерного луча и других технологических параметров лазерной сварки.

### Заключение

Таким образом, на основании проведенных экспериментальных исследований амплитудно-временных параметров импульсов тока в плазме при импульсной лазерной сварке получены результаты, которые будут положены в основу разработки методов вторично-эмиссионного контроля процесса формирования шва при лазерной сварке в вакууме.

### Литература

1. Веденов А.А., Гладуш Г.Г. Физические процессы при лазерной обработке материалов. М.: Энергоатомиздат, 1985. – 208 с.
2. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. – 304 с.

3. Виноградов Б.А., Гавриленко В.Н., Либенсон М.Н. Теоретические основы воздействия лазерного излучения на материалы. – Благовещенск, изд. БПИ, 1993. – 344 с.
4. Зуев И.В. Обработка материалов концентрированными потоками энергии. М.: Изд-во МЭИ, 1997. – 437 с.
5. Миркин Л.И. Физические основы обработки материалов лучами лазера. М.: Изд-во МГУ, 1975. – 383 с.
6. Лetyагин И.Ю. Технологические перспективы лазерной сварки в вакууме // Материалы международной НТК Сварка и родственные технологии, 22-23 ноября 2016 г., Екатеринбург, с. 6-7.
7. Беленький В.Я., Трушников Д.Н., Лetyагин И.Ю. и др. Лазерная сварка в вакууме – перспективная сварочная технология изготовления изделий ответственного назначения // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2014, т. 16, вып. 4, с. 71-81.
8. Letyagin I.Yu., Belenkiy V. Ya., Trushnikov D.N. Benefits and Prospects of Laser Welding Application in Vacuum, KnE Materials Science, volume 2016, pp. 90-94 (2016).
9. Беленький В.Я., Трушников Д.Н. Исследование формирования сигнала вторичного тока в плазме при электронно-лучевой сварке с осцилляцией электронного пучка // Сварочное производство. 2012. № 11 – С. 9-13.
10. Рентгеновская спектроскопия лазерной плазмы / В.А. Бойко [и др.] // Итоги науки и техники. Радиотехника. – М., 1980. - Т. 27. - С. 264
11. Trushnikov D.N., Belenkiy V.Ya., Salomatova E.S. Formation of a Secondary Current Signal in Electron Beam welding of Dissimilar Materials // Global Journal of Pure and Applied Mathematics. 2016, volume 12, N 1. pp. 657-676.
12. Беленький В.Я., Трушников Д.Н. Исследование формирования сигнала вторичного тока в плазме при электронно-лучевой сварке с осцилляцией электронного пучка // Сварочное производство. 2012. № 11 - С. 9-13.
13. Letyagin I.Yu., Trushnikov D.N., Belenkiy V. Ya. The studies of plasma torch processes by laser beam welding, Materials Science Forum, volume 893 (2017).
14. Letyagin I.Yu., Belenkiy V.Y., Trushnikov D.N. On the connection between the energy parameters of secondary emission signals from the laser beam welding zone in vacuum with the parameters of metal penetration, Journal of Physics: Conference Series. Т. 1109, Issue 1, article 012013, pp. 1-9 (2018).

УДК 691.791

## **О роли промежуточных слоев при соединении фольги из палладиевого сплава с нержавеющей сталью сваркой давлением**

Люшинский А.В.

АО «Раменское приборостроительное КБ»

E-mail: [nilsvarka@yandex.ru](mailto:nilsvarka@yandex.ru)

**Аннотация.** Рассмотрены особенности конструкции фильтрующего элемента, состоящего из рамки (нержавеющая сталь 12Х18Н10Т) и мембраны (фольга из сплава на основе палладия) и основные требования, предъявляемые к соединению этих материалов. Исследования показали, что только сварка давлением (диффузионная и контактная) обеспечивают равнопрочность сварного соединения и его герметичность. Установлено, что применение промежуточного слоя исключает образование хрупких интерметаллидов в сварном шве.

Ускоренное развитие альтернативных источников энергии, в частности, водородных автономных источников питания, а также наукоемких технологий перспективного применения, требует необходимости получения и использования высокочистого водорода. Это ставит вопрос о создании эффективных, надежных и дешевых промышленных мембранных элементов и модулей для его извлечения и очистки.

Наиболее перспективной для промышленного использования является разработанная конструкция мембранных фильтрующих элементов, использующая плоские мембраны в виде дисков диаметром 50-150 мм из фольги палладиевых сплавов толщиной от 10 до 50 мкм. За счет плоской конструкции мембранного элемента резко уменьшается количество соединений мембран с конструктивными элементами, а обеспечение герметичности соединений является одной из основных проблем создания надежных мембранных элементов с увеличенным ресурсом работы.

Фильтрующий элемент состоит из двух стенок, разделительного элемента и патрубка для отвода чистого водорода. Стенка фильтрующего элемента представляет собой рамку 1 из нержавеющей стали 12Х18Н10Т с мембраной 2 из сплава палладия.

Основные требования, предъявляемые к соединению мембраны с рамкой:

– обеспечение герметичности по гелию и прочности соединения палладиевой фольги с нержавеющей рамкой – на уровне прочности фольги. Кроме того, еще одно ограничение связано с особенностями структуры палладиевого сплава – с повышением температуры процесса

соединения растет зерно, что приводит к нарушению целостности фольги, т.к. размер зерна должен быть значительно меньше толщины фольги. Другими словами, температура процесса соединения должна быть как можно ниже.

Для крепления мембраны к рамке опробованы технологии пайки и сварки плавлением. Технология пайки требует сложной оснастки, припой при растекании может попадать на фольгу палладия, что недопустимо, а сам процесс низко производительен и плохо поддается автоматизации контроля. Сварка плавлением (аргонно-дуговая, лазерная, электронно-лучевая и др.) не может быть применена из-за того, что, во-первых, температура процесса выше допустимой, а, во-вторых, при совместном плавлении стали 12Х18Н10Т и Pd в сварном шве образуется хрупкая фаза FePd<sub>3</sub>, снижающая прочность сварного соединения. На границе этой фазы с основным металлом образуется сетка микротрещин, исключающая герметичность соединения.

Наиболее оптимальными оказались технологии сварки давлением – диффузионная и контактная, обеспечивающие равнопрочное и герметичное соединение мембраны с рамкой в твердой фазе при температурах ниже 0,8 температуры плавления материалов и сварочных давлениях, обеспечивающих только макропластическую деформацию приконтактных объемов [1,2]. Это стало возможным благодаря тому, что между мембраной и рамкой размещался промежуточный слой из фольги никеля, исключающий образование хрупкой фазы FePd<sub>3</sub> в сварном шве.

При диффузионной сварке без промежуточных прокладок физический контакт формируется в процессе деформации и ползучести микронеровностей на свариваемых поверхностях. Сварка через промежуточные слои позволяет соединять материалы без макроскопической деформации приконтактной области за счет ее локализации в самом слое. Поэтому его вид (фольга, порошок, напыленный или гальванический слой) определяется не только возможностями технологического производства, но зависит от физико-химических и механических свойств свариваемых материалов, параметров режима сварки, условий эксплуатации полученных соединений и т.д. Выбор оптимального промежуточного слоя диктуется требованиями, которые необходимо выполнить для получения качественного соединения разнородных материалов:

- он должен проявлять хорошую свариваемость при радиационном или индукционном нагреве в вакууме или в контролируемой среде;
- иметь благоприятные теплофизические характеристики в условиях твердофазного соединения;
- исключать вероятность “диффузионного пробоа” в процессе формирования соединения;

- обеспечить согласование по КЛТР и модулю упругости;
- сохранять необходимый уровень механических свойств.

Только такой подход приведет к обеспечению достаточного качества сварного соединения, оптимизации термомеханического воздействия на свариваемые материалы и, самое главное, раскроет полностью преимущества диффузионной сварки перед другими методами соединения.

Для диффузионного соединения разнородных материалов необходимо:

1. Учитывая физико-химические свойства материалов, подлежащих сварке, условия эксплуатации сварного узла, требования к его прочности, сохранности исходных электрофизических и специальных свойств материалов, уровень допустимой пластической деформации деталей и необходимость последующей термомеханической обработки узла после сварки, заранее определить максимально допустимые параметры процесса сварки.

2. На основе вышеуказанных требований выбрать оптимальную технологию сварки – без промежуточного слоя или с его применением. Если промежуточный слой является оптимальной или единственной необходимостью, то важно определиться с его видом и методом нанесения на свариваемые поверхности.

### **Литература**

1. Люшинский А.В., Федорова Е.С., Рошан Н.Р., Чистов Е.М. Диффузионная сварка стали 12Х18Н10Т с фольгой палладиевого сплава. Сварочное производство, 2016, №11, с.33-35.
2. Бурханов Г.С., Люшинский А.В., Рошан Н.Р., Чистов Е.М. Особенности сварки давлением палладиевой фольги с нержавеющей сталью. Физика и химия обработки материалов, 2019, № 4.

## Преимущества и условия применения метода моментов при моделировании режима сварки

Мелюков В.В.<sup>1,3</sup>, Максимов А.Е.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ООО «Вятский аттестационный центр», 107б, ул. Московская, Киров, 610033, Российская Федерация

<sup>2</sup>Вятский государственный университет, 3б, ул. Московская, Киров, 610000, Российская Федерация

<sup>3</sup>E-mail: [rus\\_melyukov@mail.ru](mailto:rus_melyukov@mail.ru)

**Аннотация.** Разработанная академиком Н.Н. Рыкалиным теория расчета тепловых процессов сварки и определения режима воздействия сварочного источника основана на решении прямой задачи теплопроводности. Однако, по своей постановке задача определения режима сварки относится к обратной задаче, так как в действительности требуется определить причину процесса (режим воздействия сварочного источника) по следствию процесса, то есть по требуемым свойствам сварного соединения и по соответствующему распределению температуры в процессе сварки.

Эффективными методами решения обратной задачи являются принципы и методы теории оптимального управления. Соответственно, задачу определения режима сварки как обратную задачу следует формулировать как задачу оптимального управления системами с распределенными параметрами и применять для решения принцип максимума и метод моментов.

Постановка и решение задачи оптимального управления с применением принципа максимума отличается от постановки и решения с применением метода моментов.

В данной статье рассматривается задача управления процессом кристаллизации металла в сварочной ванне с применением метода моментов и отмечено отличие постановки и решения этой задачи с применением принципа максимума.

### Введение

При сварке и других видах обработки материалов концентрированными потоками энергии (электрической дугой, излучением лазера, потоком электронов, плазмой и др.) происходит преобразование энергии воздействующего на материал концентрированного источника в другие виды энергии, в основном, в тепловую энергию тела. Возникающие в обрабатываемом теле тепловые потоки возбуждают комплекс теплофизических процессов, связанных с фазовыми переходами вещества, с полиморфными превращениями кристаллических структур, с термомодеформацией тела, с диффузией элементов и т.д.

### Метод обратной задачи теплопроводности

Теория тепловых процессов сварки была разработана Н.Н. Рыкалиным в 40-х годах прошлого столетия [1], в которой



рассматриваются методы расчета тепловых процессов сварки, термических циклов и коэффициентов полезного действия на основании метода прямой задачи. Первые задачи оптимального управления тепловыми процессами сварки на основании метода обратной задачи были опубликованы в журнале “Физика и химия обработки материалов” в 70-х годах [2, 3, 4, 5].

Обратные одномерные задачи теплопроводности, поставленные как задачи оптимального управления, были решены при помощи принципа максимума [2] и метода моментов [3] для систем с распределенными параметрами [6, 7]. Исходной величиной в поставленных задачах является заданное распределение температуры  $T'$ . При применении принципа максимума заданное распределение температуры строится с использованием разрывов первого рода на тех участках сварного соединения, которые являются наиболее опасными в сварном соединении: околошовная зона [4], участок закалочных структур в зоне термического влияния и даже вся зона термического влияния [8]. В идеальном сварном соединении вся зона термического влияния или отдельные её участки должны отсутствовать, нагрев до температуры плавления и выше должен осуществляться только по ширине сварного шва и с минимальным тепловложением. Разрывы первого рода позволяют исключить из заданного распределения температуры  $T'$  опасные участки сварного соединения.

При применении метода моментов для решения обратной задачи теплопроводности заданное распределение  $T'$  должно быть непрерывным и гладким, то есть кривая распределения температуры не должна иметь угловых точек [4, 8].

Постановка и решение задачи оптимального управления с применением принципа максимума основана на допущении, что следующее равенство

$$T'(x) = T(x, q, t') \quad (1)$$

не обращается в тождество ни при каких допустимых управлениях  $q$  при  $t \in (0, t')$ . Решение задачи в этом случае сводится к поиску минимума следующего функционала:

$$J(q) = \int_0^l [T'(x) - T(x, q, t')]^2 dx \quad (2)$$

где  $T(x, q, t')$  – истинное распределение температуры на отрезке оси  $x \in (0, l)$  в процессе воздействия концентрированного источника энергии  $q$  в момент времени  $t'$ .

Поиск минимума функционала является достаточно трудоемкой задачей, но с другой стороны это решение задачи с поиском минимума функционала позволяет найти оптимальный режим воздействия источника  $q$ , при котором возможно наилучшее приближение истинного

распределения температуры  $T$  к некоторому идеальному  $T'$  в момент времени  $t'$ .

В тех случаях, когда по условиям постановки задачи требуется тождественное выполнение равенства (1), то есть когда заданное распределение температуры  $T'(x)$  должно в момент времени  $t'$  полностью совпадать с истинным распределением температуры  $T(x, q, t')$ , то в этом случае необходимо ставить и решать задачу оптимизации с применением метода моментов для систем с распределенными параметрами [6, 7].

Метод моментов основан на понятии момента функции относительно другой, заданной функции. Момент функции выражается в виде интеграла, величина которого является определенным числом.

Решение задачи оптимального управления с применением метода моментов сводится к поиску минимума функции, которая построена с использованием выражений моментов функции  $q$ . Следует заметить, что алгоритм поиска минимума функции доступнее и проще алгоритма поиска минимума функционала, но построение непрерывного и гладкого заданного распределения температуры  $T'$  в меньшей степени позволяет реализовать приближение оптимального режима воздействия источника  $q$  к идеальному случаю распределения температуры в сварном соединении.

### **Система уравнений поверхностей фронта кристаллизации**

В работах [2, 3, 4, 5, 8] рассматриваются одномерные задачи оптимального управления тепловыми процессами сварки, а в работе [9] поставлены и решены двухмерные и трехмерные задачи управления с применением методов теории оптимального управления.

В данной работе рассматривается задача управления тепловым процессом кристаллизации металла в сварочной ванне с применением метода моментов для систем с распределенными параметрами.

Форма хвостовой части сварочной ванны является одним из основных параметров, определяющих процесс кристаллизации. Первые задачи исследования процесса кристаллизации металла в сварочной ванне и связанную с этим процессом технологическую прочность сварного соединения были выполнены Н.Н. Прохоровым [10], а позднее в соавторстве с Н.Н. Прохоровым в работе [11] была представлена система уравнений, аналитически описывающая широкий класс поверхностей фронта кристаллизации сварочной ванны:

$$\begin{cases} \left(\frac{z}{z_{max}}\right)^{\omega} + \left(\frac{y}{y_{max}}\right)^{\vartheta} = 1 \\ \left(\frac{z_{max}}{h}\right)^{\tau} + \left(\frac{x}{l}\right)^{\mu} = 1 \\ \left(\frac{y_{max}}{p}\right)^{\eta} + \left(\frac{x}{l}\right)^{\nu} = 1 \end{cases} \quad (3)$$

где  $l$ ,  $p$  и  $h$  – соответственно длина, половина ширины и глубина фронта кристаллизации. Каждое из уравнений системы (3) описывает сечение поверхности фронта кристаллизации одной из координатных плоскостей.

При различных значениях показателей степени  $\omega, \vartheta, \tau, \mu, \eta, \nu$  реальные формы фронта кристаллизации сварочной ванны могут образовываться сочетанием различных кривых, описываемых уравнениями системы (3). Например, при эллиптическом поперечном сечении сварочной ванны её очертание в плоскости  $xOy$  (на поверхности сварного соединения) может быть эллиптическим или параболическим. Другой частный случай значений показателей степени определяет уравнение конуса второго порядка и т.д.

В результате преобразования уравнений (3) получено универсальное (обобщенное) уравнение поверхности фронта кристаллизации и на основе этого уравнения выведены дифференциальные уравнения продольных осей столбчатых кристаллитов для шести наиболее типичных форм фронтов кристаллизации при сварке [12]. По представленным результатам исследования процесса кристаллизации металла в сварочной ванне и уравнениям поверхности фронта кристаллизации в работе [9] была предложена модель заданного распределения температуры  $T'(x, y)$  в хвостовой части сварочной ванны для постановки двухмерной задачи оптимального управления процессом кристаллизации с криволинейной формой фронта кристаллизации.

### **Метод моментов при управлении процессом кристаллизации**

Рассмотрим процедуру применения метода моментов при решении задач управления процессом кристаллизации с заданной формой хвостовой части сварочной ванны. Как уже отмечалось выше, задача оптимального управления процессом кристаллизации с применением метода моментов сводится к поиску минимума функции, которая строится с учетом моментов функции управления  $q$  [6], параметров формы хвостовой части сварочной ванны  $l, p, h$  и времени действия источника  $t'$ , то есть это минимизация функции многих переменных.

При постановке задачи с применением метода моментов может ставиться задача определения минимального времени  $t'$  действия источника (задача быстрогодействия) или задача определения минимального значения одного из параметров формы хвостовой части сварочной ванны. При решении задачи оптимального управления процессом кристаллизации металла методом моментов может происходить минимизация времени  $t'$  или изменение одного из параметров формы хвостовой части сварочной ванны. Во втором случае постановки и решения задачи с определением минимального значения параметра формы сварочной ванны возможно изменение формы фронта

кристаллизации. В этом заключается отличие применения метода моментов при оптимизации процесса кристаллизации по сравнению с применением принципа максимума.

Алгоритм решения задачи оптимального управления процессом кристаллизации металла с применением метода моментов совпадает с алгоритмом решения по принципу максимума, которое рассмотрено в работе [13]. Результаты решения с применением метода моментов будут давать другое распределение температуры в соответствии с условием (1) и соответствующий режим воздействия сварочного источника может отличаться от режима управления процессом кристаллизации по принципу максимума.

Далее в качестве примера рассмотрим процедуру построения заданного распределения температуры и определение непрерывной и гладкой функции  $T'(x)$ .

Рассмотрим одномерный случай. Пусть необходимо нагреть стержень длиной  $l$  на отрезке  $[x_1; x_2]$  до температуры  $T_m$ . Разделим стержень на 5 участков:  $[0; x_1 - \Delta x] \cup [x_1 - \Delta x; x_1] \cup [x_1; x_2] \cup (x_2; x_2 + \Delta x] \cup (x_2 + \Delta x; 0]$

Зададим на участках  $[0; x_1 - \Delta x] \cup (x_2 + \Delta x; 0]$  нулевую температуры. На участках  $[x_1 - \Delta x; x_1] \cup [x_1; x_2] \cup (x_2; x_2 + \Delta x]$  необходимо построить непрерывную и гладкую функцию перехода от нулевой температуры до температуры  $T_m$  и от температуры  $T_m$  до нуля.

Один из способов построения непрерывного и гладкого распределения температуры предложен и рассмотрен в работах [4, 8]. В данной статье рассмотрим другой возможный способ построения непрерывного и гладкого распределения температуры. Аналитически это можно описать с использованием тригонометрической функции  $\cos(x)$ :

$$T'(x) = \begin{cases} 0, x \in [0; x_1 - \Delta x) \\ T_m \cdot \frac{\cos\left(\frac{\pi(x-x_1)}{\Delta x}\right) + 1}{2}, x \in [x_1 - \Delta x; x_1) \\ T_m, x \in [x_1; x_2] \\ T_m \cdot \frac{\cos\left(\frac{\pi(x-x_2)}{\Delta x}\right) + 1}{2}, x \in (x_2; x_2 + \Delta x] \\ 0, x \in (x_2 + \Delta x; l] \end{cases} \quad (4)$$

Функция (4) является непрерывной и гладкой. В этом можно убедиться, построив график функции и проанализировав производные  $\frac{dT'}{dx}$  в точках  $x_1 - \Delta x, x_1, x_2, x_2 + \Delta x$ .

График функции (4) изображен на рисунке 1 при следующих исходных данных:  $T' = 1600$  °С,  $x_1 = 3$  см,  $x_2 = 4$  см,  $\Delta x = 1$  см,  $l = 7$  см.

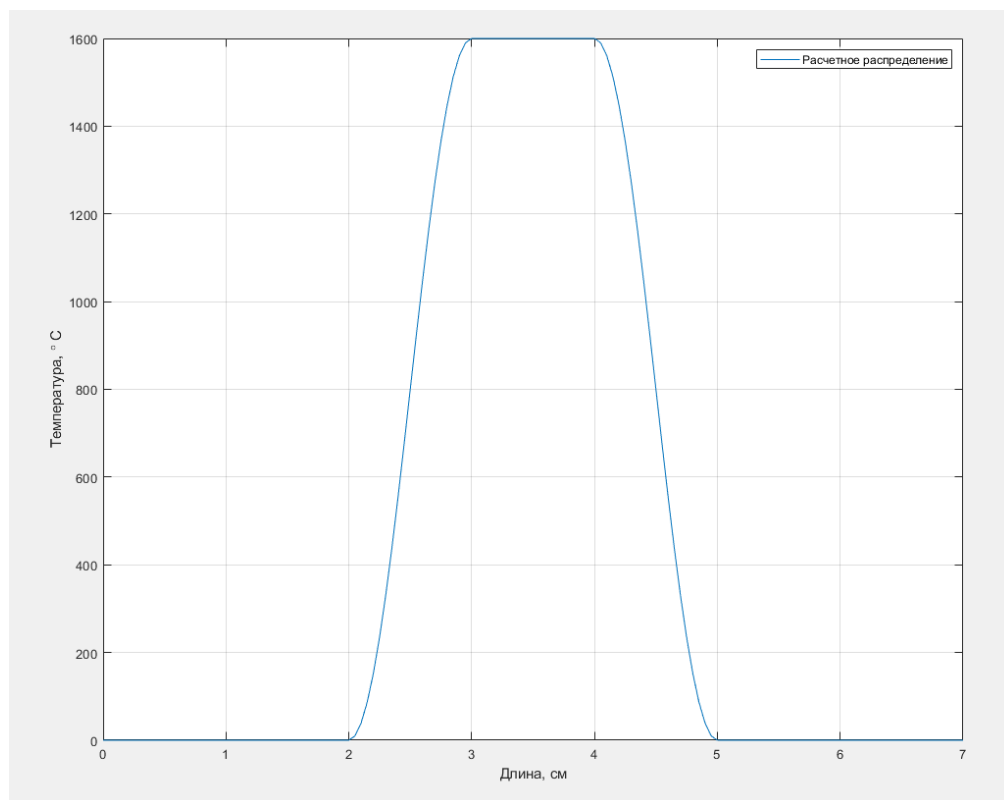


Рисунок 1 – График заданного распределения температуры для метода моментов

Можно убедиться, что в точке  $x = 2$  см значения функции  $T'(2)$  и производной равны нулю. Соответственно, в точке  $x = 3$  см функция  $T'(3)$  равна  $T_m$ , а производная равна нулю.

### Литература

1. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. М.: Машгиз, 1951. 296 с.
2. Углов А.А., Мелюков В.В. Об оптимальном регулировании ширины зоны термического влияния при нагреве стержня// Физика и химия обработки материалов. 1976. № 4. – С.2-7.
3. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Добровольский И.П., Мелюков В.В. Об оптимальном по быстродействию режиме регулирования термического цикла при нагреве стержня// Физика и химия обработки материалов. – 1976. № 5. – С.19-24.
4. Углов А.А., Мелюков В.В. О численном решении некоторых задач оптимального управления тепловыми процессами при сварке плавлением// Физика и химия обработки материалов. – 1977. № 1. – С. 130-134.
5. Мелюков В.В., Рыкалин Н.Н., Углов А.А. Об оптимальном управлении температурными полями подвижными концентрированными источниками тепла// Управление распределенными системами с подвижным воздействием. – М.: Наука, 1979. – С.130-141.
6. Бутковский А.Г. Теория оптимального управления системами с распределенными параметрами. М.: Наука, 1965. 474 с.
7. Фельдбаум А.А., Бутковский А.Г. Методы теории автоматического управления. М.: Наука, 1971. 743 с.
8. Мелюков В.В. Оптимизация режима обработки материалов концентрированными потоками энергии: Учебное пособие. Киров: Изд-во ВятГУ, 2003. 212 с.
9. Мелюков В.В. Оптимизация теплового режима обработки материалов подвижными концентрированными источниками на основе решения обратной задачи: дис. ... доктор техн. наук. Киров, 1993. 338 с.
10. Прохоров Н.Н. Физические процессы в металлах при сварке. М.: Металлургия, 1968. – 695 с.

11. Прохоров Н.Н., Прохоров Н. Никол. Обобщенное уравнение поверхности фронта кристаллизации. // Сварочное производство. 1969. № 8. – С. 2-4.

12. Прохоров Н.Н. Технологическая прочность сварных швов в процессе кристаллизации. М.: Металлургия, 1979. – 248 с.

13. Мелюков В.В., Максимов А.Е. Управление тепловым процессом кристаллизации металла в сварочной ванне. // Сварка и диагностика. 2018. № 6. – С. 29-33.

УДК 621.365.91

## Особенности формирования электронного потока в электронно-оптических системах с автоэмиссионным катодом для установки электронно-лучевой сварки

А. Н. Дармаев<sup>1</sup>, С. П. Морев<sup>1,2</sup>, Э. К. Муравьев<sup>1</sup>, В. М. Саблин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>АО «Научно-производственное предприятие «Торий»

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

[spmor@yandex.ru](mailto:spmor@yandex.ru)

**Аннотация.** В работе приведены результаты расчета двух электронно-оптических систем (ЭОС), предназначенных для малогабаритной технологической установки электронно-лучевой сварки. В качестве источников электронов были рассмотрены вольфрамовые термо- и автоэмиссионные катоды. Представлены особенности формирования в ЭОС электронного потока с ускоряющим напряжением не более 20 кВ при наличии в потоке разброса поперечных составляющих скоростей электронов.

**Ключевые слова:** формирование электронного потока, фазовый объем пучка.

**Abstract.** The simulation results of two different electron-optical systems (EOS) designed for a small-sized electron-beam welding machine are presented. Tungsten thermionic and field emission cathodes were considered as electron sources. The features of electron beam focusing up to 20 kV of accelerating voltage, including scattering of the transverse velocity components of electrons, are also presented.

**Key words:** electron beam focusing, phase volume of the beam.

### Введение

Электронно-лучевая сварка является одним из перспективных способов соединения различных металлов, в первую очередь, тугоплавких, химически активных и разнородных, качественных сталей, а также высокопрочных сплавов. Основной тренд современного этапа развития электронно-лучевой обработки материалов связан с разработкой малогабаритных технологических установок для обработки мелкоструктурных изделий или деталей [1]. ЭОС в таких установках должны обеспечивать формирование электронного потока, диаметр которого в плоскости поверхности обрабатываемой детали составляет 0,2-0,3 мм, что допускает использование малых величин токов пучка при требуемой величине удельной мощности в  $3-6 \cdot 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>. Получение электронного потока диаметром 0,2-0,3 мм с малым первеансом и относительно невысокой величиной ускоряющего потенциала вызывает определенные проблемы при его формировании электронной пушкой и фокусирующей системой. Одной из таких проблем является наличие разброса поперечных составляющих скоростей электронов термокатода

или большой угловой разброс скоростей электронов автоэлектронного эмиттера. Рассмотрению вопросов, связанных с формированием электронного потока в ЭОС с термо- или с автокатодом, и посвящена настоящая работа.

### Расчет электронно-оптической системы с термокатодом

Рассматривалась электронная пушка с импрегнированным катодом (табл. 1). В отличие от работы [2], с целью контроля геометрических размеров, электроды, образующие электронную пушку, не содержали конических или сферических поверхностей и имели простую цилиндрическую форму (рис. 1).

Таблица 1

Параметры ЭОС с термокатодом	
Ток пучка, мА	<10
Напряжение на аноде, кВ	≤20
Напряжение на управляющем электроде, кВ	0
Микропервеанс, мкА/В <sup>3/2</sup>	0.0035
Диаметр катода, мм	2.2
Плотность тока на катоде, А/см <sup>2</sup>	<0.3

Для траекторного анализа электронного потока в области электронной пушки, как и в работе [2], использовался математический пакет, который позволяет рассчитать распределение потенциала, создаваемого электродами пушки, и траектории электронов формируемого потока. Распределение потенциала внутри области электронной пушки с учетом поля, создаваемое пространственным зарядом электронного потока, находилось на основе решения уравнения Пуассона с помощью метода конечных элементов. Материал катода, управляющего электрода и анода считались идеальными электрическими проводниками, кроме того считалось что внутри области электронной пушки отсутствовали молекулы остаточного газа. Результаты расчета электронного потока без учета поперечных составляющих скоростей электронов (эмиссия по закону Чайлда) представлены на рисунке 2.

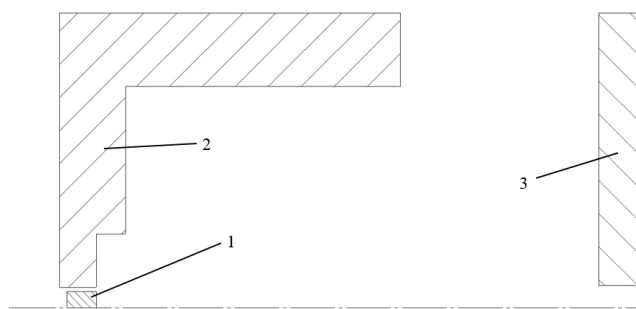


Рисунок 1 – Конфигурация электродов электронной пушки с термокатодом.  
1 – катод, 2 – фокусирующий электрод, 3 – анод



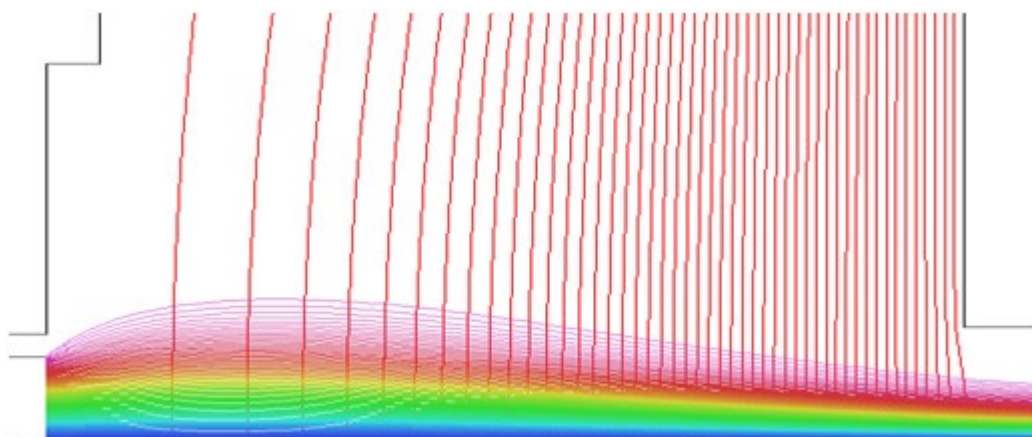


Рисунок 2 – Формирование электронного потока в области электронной пушки

Анализ результатов расчета показал, что требуемая компрессия электронного потока может быть достигнута выбором геометрических размеров фокусирующего электрода и взаиморасположением катода, фокусирующего электрода и анода относительно друг друга. Диаметр электронного потока в плоскости электростатического кроссовера, равный 0,06 мм, располагался на расстоянии 45 мм от центра катода. Для увеличения протяженности ЭОС электронная пушка была дополнена фокусирующей системой, представляющей из себя катушку с протекающим в ней током (табл. 2, рис. 3).

**Таблица 2**

Параметры катушки с током	
Ток катушки, А	0,8
Внутренний диаметр катушки, мм	16
Внешний диаметр катушки, мм	76
Протяженность катушки, мм	35
Амплитуда магнитного поля на оси катушки, Тл	0,05

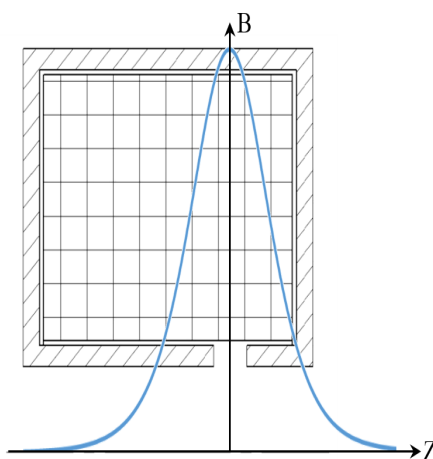


Рисунок 3 – Распределение осевой компоненты индукции магнитного поля вдоль оси катушки

Проведенный цикл расчетов показал, что использование катушки позволило увеличить расстояние от центра катода до плоскости поверхности обрабатываемой детали с 65 мм до 255 мм. При этом расстояние от центра катушки до центра катода составило 160 мм (рис. 4).

Однако учет максвелловского распределения скоростей электронов, покидающих катод, приводит к возникновению ненулевого фазового объема электронного потока, который, в соответствии с теоремой Лиувилля, сохраняется вдоль движения потока и приводит к уширению его в плоскости кроссовера и к смещению плоскости кроссовера в сторону электронной пушки [3].

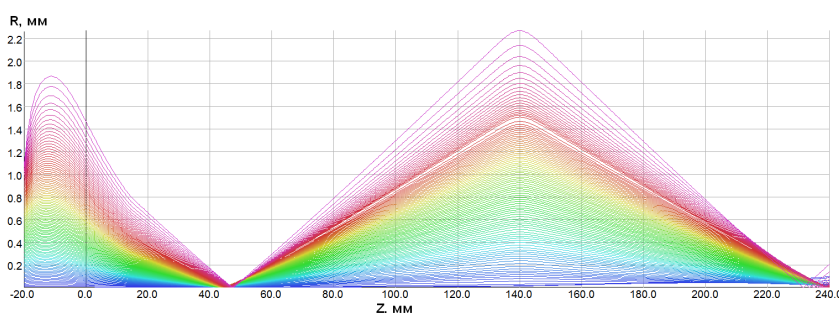


Рисунок 4 – Формирование электронного потока с помощью катушки с магнитным полем

Для рассматриваемой электронной пушки при учете разброса поперечных скоростей электронов диаметр электронного потока в плоскости электростатического кроссовера стал равным 0,4 мм, а кроссовер стал на 10 мм ближе к катоду. За счет этого амплитуда магнитного поля фокусирующей катушки и ее местоположение, определенные на основе расчетов электронной пушки без учета разброса поперечных скоростей электронов, могут становиться неоптимальными (рис. 5), однако их величины могут быть скорректированы после проведения цикла расчетов.

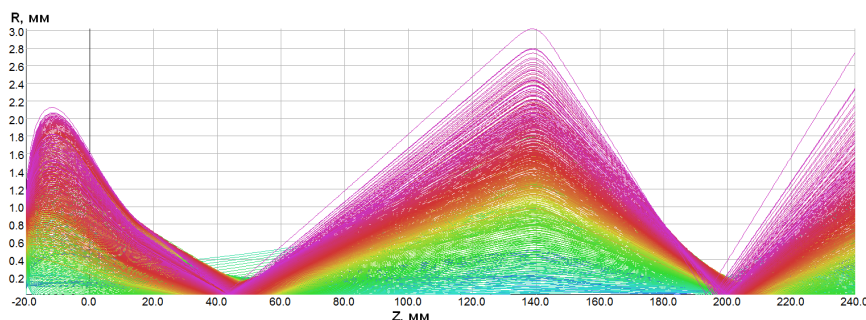


Рисунок 5 – Формирование электронного потока с учетом разброса поперечных скоростей с помощью магнитного поля фокусирующей катушки

### Расчет электронно-оптической системы с автокатодом

В последнее время в ряде работ (см., например, [4]) представлены результаты исследований возможности применения в качестве источников автоэлектронной эмиссии игольчатых эмиттеров.

В работе [5] на основе описанного в [6] способа изготовления катодной матрицы игольчатого типа, были представлены результаты испытаний работы автоэмиссионного катода из вольфрама. Схематическое изображение ячейки представлено на рисунке 6, а основные геометрические параметры ячейки в таблице 3.

Таблица 3

Характерные размеры ячейки	
Размер	величина
D, мкм	480
□, мкм	140
h, мкм	1500
r, мкм	6,0

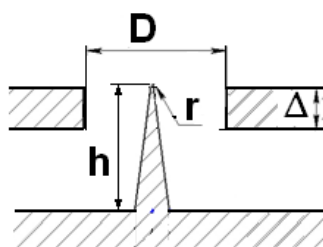


Рисунок 6 – Автоэмиссионная ячейка

Измерения проводились при давлении  $p = 10^{-7}$  Торр в режиме питания автоэмиссионной ячейки от источника постоянного напряжения.

Максимальные значения достигнутых катодных токов 5.0 мА при напряжении 6000 В. Токи на сетку составляли от 1 до 3% катодного тока.

Общее время испытаний автоэмиссионной ячейки в непрерывном режиме составило 7 часов. Фотографии острия автокатаода до и после проведения экспериментальных измерений представлены на рисунке 7.

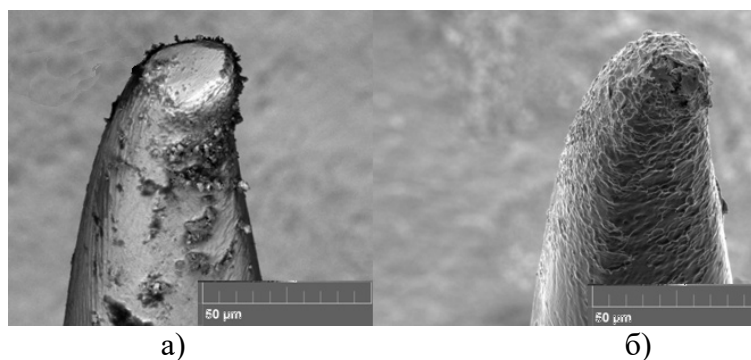


Рисунок 7 – Фото вершины катода до испытаний (а) и после испытаний (б)

На основе испытанной автоэмиссионной ячейки была спроектирована электронная пушка, конфигурация электродов и траектории электронов которой представлены на рисунке 8.

Основной трудностью, которая затрудняла формирование электронного потока в области электронной пушки с автоэммиттером игольчатого типа, являлось чрезвычайно быстрое расширение электронного потока с плотностью тока, убывающей к краю эмиттера. Кроме того, несмотря на отсутствие начального разброса поперечных составляющих скоростей электронов (эмиссия по закону Фаулера-Нордгейма), величина фазового объема на выходе из электронной пушки получалась большой.

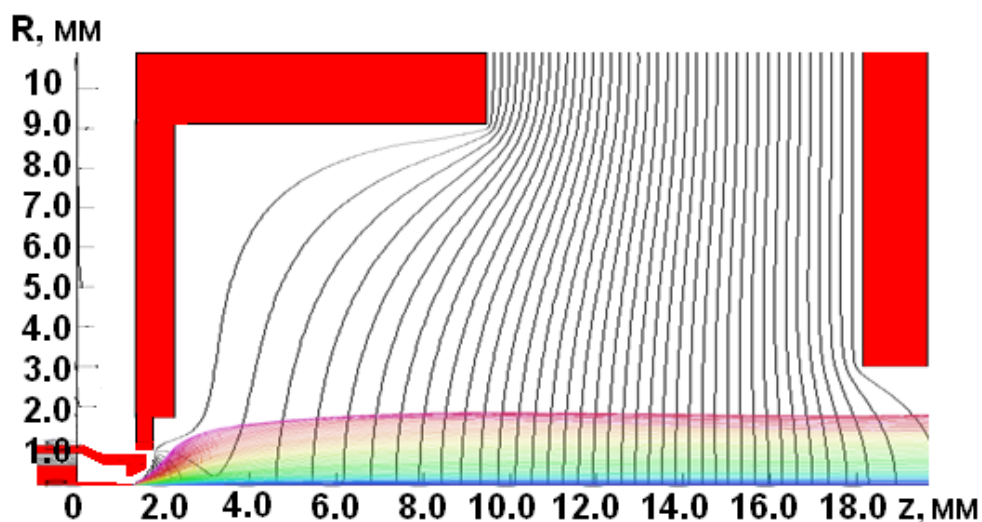


Рисунок 8 – Формирование электронного потока в области электронной пушки

Установка дополнительной фокусирующей катушки на выходе электронной пушки обеспечивает требуемую компрессию и получения на мишени требуемого диаметра потока. Отметим что из-за пересечения электронных траекторий на выходе из электронной пушки, большая величина образующегося ненулевого фазового объема приводит к необходимости увеличения амплитуды магнитного поля во второй катушке (рис. 9).

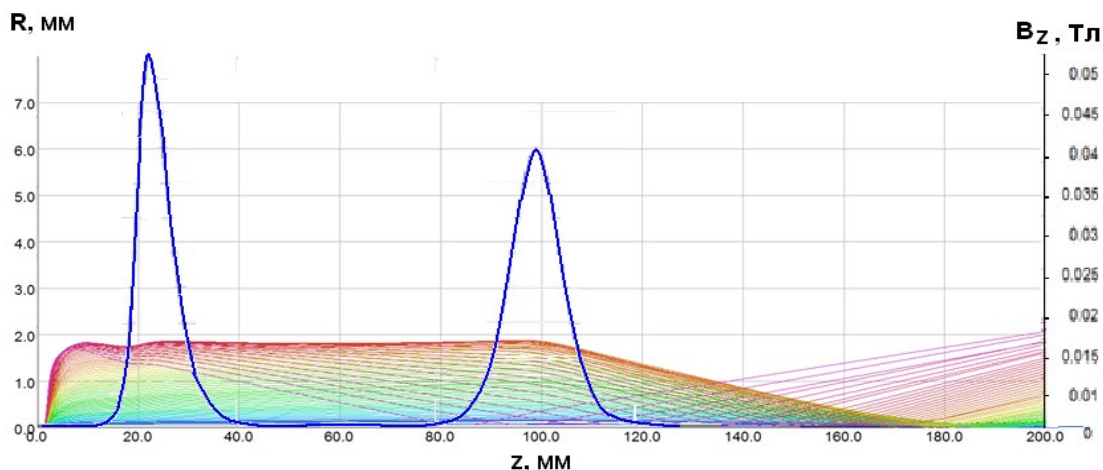


Рисунок 9 – Формирование электронного пучка с помощью магнитного поля фокусирующих катушек

### Литература

1. Щербаков А.В., Родякина Р.В., Новокрепцов В.В., Ластовиця В.Н. Технология обработки материалов. Оборудование электронно-лучевых комплексов. 2-е изд. – М.: Издательство Юрайт, 2018. – 208 с.
2. Чулков И.С., Гончаров А.Л. Математическое моделирование режимов работы сварочной электронной пушки/ Сборник материалов и докладов международной конференции «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии», М.: Издательство МЭИ, 2015 г. с. 105-121
3. Морев С. П., Пензяков В. В. Методы расчета электронных пучков с ненулевым фазовым объёмом: Обзоры по электронной технике. Сер. Электроника СВЧ.- М.: ЦНИИ “Электроника”, 1984. - Вып.2(1000). - 43с.
4. Шестеркин В. И., Соколова Т. Н., Морев С. П., и др. Улучшение свойств автоэмиссионных ячеек из стеклоуглерода при формировании острий с высоким аспектным отношением методом лазерного фрезерования// РЭ. 2016, том 61, № 9, с. 896.
5. Morev S.P., Darmaev A.N., Komarov D.A. at al. Electron-Optical System with Planar-Arranged Coarse-Structured Field Emission Cathodes/Proceedings IVEC-2019. Seoul, Korea, 2019.
6. Соколова Т.Н., Конюшин А.В., Сурменко Е.Л. и др. //Пат. РФ № 2526240. Оpubл.: 20.08.2014. Бюлл. изобр. № 23.

## Влияние молибдена на склонность к образованию горячих трещин системы Ni-Cr-Mo-W

А.С. Назарько<sup>1</sup>, Р.Л. Плоmodityло<sup>1</sup>, Д.В. Дмитренко<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГБОУ ВО «Кубанский государственный технологический университет», 2,  
ул. Московская, г. Краснодар, 350072, Россия  
[nazarkoaleksandr@rambler.ru](mailto:nazarkoaleksandr@rambler.ru)

**Аннотация.** Представлены данные, о влиянии молибдена на склонность к образованию горячих трещин при наплавке сплавами на никелевой основе системы Ni-Cr-Mo-W, с содержанием 2,5...3,2 % бора, а также низким содержанием углерода и кремния, легирующие элементы в зависимости от концентрации оказывают различное влияние на технологическую прочность наплавленного металла. Молибден повышает технологическую прочность сплавов. Легирование наплавленного металла молибденом в количестве до 12 % в сплавы с концентрацией бора 2,5 % при 20 % хрома не приводит к исчезновению трещин, при концентрации молибдена более 12 % количество трещин в наплавленном валике уменьшается и при концентрации молибдена равной 15 % трещины исчезают, и лишь доведение содержания молибдена до 20 % (при наличии в сплаве не менее 20 % хрома) дает возможность получения наплавленного металла без трещин.

### Введение

В настоящее время четко разграничивают крайние случаи межкристаллического разрушения при высоких температурах в неравновесно кристаллизующихся сплавах (наплавленных слоях).

1. Кристаллизационные трещины, образуются по обогащенным междоузельным и междендритным участкам в момент, когда последние находятся в жидком состоянии. Этот вид разрушения связан с кристаллизацией последних порций жидкой фазы, обогащенной легкоплавкими легирующими элементами и примесями, и наблюдается в сплавах, в которых вторая фаза в виде эвтектик и химических соединений образуется непосредственно в процессе кристаллизации [1].

2. Подсолидусные трещины, которые образуются чаще всего в однофазных сплавах с узким температурным интервалом кристаллизации не по жидким межкристаллическим прослойкам, а после затвердевания последних порций жидкой фазы, т.е. ниже температуры реального солидуса.

Как показали исследования последнего времени, дробление столбчатой структуры и образование сетки границ, произвольно ориентированной по отношению к формам первичной кристаллизации – ячейкам и дендритам, определяется подсолидусной миграцией границ зерен, возникших при кристаллизации в новые, более равновесные положения с меньшей граничной энергией. По результатам исследований,

проведенных М.Х. Шоршоровым [5], образование горячих трещин в никельхромовольфрамowych сплавах, происходит в интервале температур (от солидуса до 1273...1253 К (1000...980 °С)), в котором наиболее вероятно развитие полигонизации. В этом интервале температур наблюдается провал пластичности сплавов. Наименьшая пластичность имеет место при температурах между солидусом и 1573 К и составляет 0,5...0,6 %.

### **Материалы и методы**

Для того, чтобы определить влияние легирующих элементов на склонность к образованию горячих трещин, были проведены опытные наплавки литыми прутками диаметром 5 мм и длиной 270 мм на пластины размером 60x15x5 мм в 1, 2 и 3 слоя. Литые прутки [4] опытных сплавов плавилась в индукционной высокочастотной печи LSZ-35 кВт. Материал тигля – хромомагнетит. Плавка проводилась с использованием компонентов технического сорта. В качестве шихтовой смеси использовали никель первичный марки Н-2 (ГОСТ 849-2008), ферромолибден марки ФМо60 (ГОСТ 4759-91), феррохром марки ФХ005А (ГОСТ 4757-91), ферробор марки ФБ20 (ГОСТ 14848-69). В качестве раскислителя использовался мишметалл (ферроцерий) марки МЦ50ЖЗ (ТУ 48-4-280-91). Заливка расплавленного металла производилась в песчано-глинистые формы. Наплавка проводилась с помощью сварочного аппарата Aurora INTER TIG 200 AC/DC Pulse (TIG, MMA). Чтобы уменьшить процесс перемешивания наплавленного металла с основным, при наплавке первого слоя сварочный ток был равен 100...110 А, второго – 115...120 А и третьего – 130...135 А.

### **Влияние молибдена на склонность к образованию горячих трещин при наплавке**

Для выбора износостойких наплавочных сплавов [2, 3] системы Ni-Cr-Mo-W без горячих трещин были выполнены опытные наплавки в широком интервале легирования основными компонентами – хром, молибден, бор и дополнительными – ванадий и ниобий. Количество бора в сплаве менялось, исходя из опыта легирования бором наплавочных никелевых сплавов, описанного в работах [6, 7] от 2,5 до 4 %. Содержание углерода во всех наплавках не превышало 0,05 %, этим уменьшалась вероятность образования карбидов. Составы исследованных сплавов и количество обнаруженных трещин, представлены в таблице 1. Исходя из полученных результатов (приведенных в таблице), была выведена зависимость трещинообразования сплавов системы Ni-Cr-Mo-W от содержания молибдена (см. рис. 1 – 5) на склонность к образованию горячих трещин.

Известно, что с ростом содержания молибдена стойкость никельхромового наплавленного металла против образования горячих трещин постепенно возрастает, достигая максимума при 22...25 %, после чего быстро снижается [8].

Многие исследователи пытались объяснить влияние молибдена с позиции полигонизационной гипотезы образования горячих трещин в однофазных сплавах при высоких температурах. Согласно этой гипотезе молибден, обладая высокой энергией активации диффузии, тормозит движение и группировку несовершенства кристаллической решетки в хромоникелевой матрице и подавляет образование вторичных полигонизационных границ, являющихся очагами межкристаллитного разрушения. Однако существует мнение [9], что в зависимости от концентрации отдельных элементов в сплавах на никелевой основе возможен как подсолидусный, так и кристаллизационный характер образования горячих трещин.

**Таблица 1**

Составы опытных сплавов системы Ni-Cr-Mo-W

№ п/п	Mo, %	Cr, %	W, %	V, %	Nb, %	Количество трещин, шт.	Примечание
1	5,0	20,0	2,5...3,2	-	-	8...12	1. Все сплавы, приведенные в таблице сделаны на основе никеля 2. Содержание углерода во всех сплавах не превышает 0,05 % 3. Содержание железа во всех сплавах находится на уровне 4 %, марганца 0,8...1 %, кремния 0,12...0,2 %
2	7,0	20,0	2,5...3,2	-	-	6...11	
3	10,0	20,0	2,5...3,2	-	-	5...9	
4	12,0	20,0	2,5	-	-	1	
5	12,0	20,0	2,8	-	-	2	
6	12,0	20,0	3,0...3,2	-	-	3	
7	15,0	20,0	2,5	-	-	-	
8	15,0	20,0	2,8	-	-	2	
9	15,0	20,0	3,0...3,2	-	-	3	
10	17,0	20,0	2,5...3,0	-	-	-	
11	17,0	20,0	3,2	-	-	1	
12	20,0	20,0	2,5...3,2	-	-	-	
13	20,0	20,0	2,5...3,2	0,6...2,0	-	4...5	
14	20,0	20,0	2,5...3,2	-	1,0...2,0	7...9	

По литературным данным [8] при содержании молибдена до 10 % в никельхромовом сплаве трещины образуются в твердожидком состоянии. Увеличение же содержания молибдена более 10 % приводит к тому, что трещины образуются в металле уже в твердом состоянии [10]. Однако влияние молибдена на технологическую прочность наплавленных твердых никельхромовых сплавов с бором еще не совсем изучено и поэтому представляет интерес проследить влияние концентрации молибдена и бора на технологическую прочность сплавов системы Ni-Cr-Mo-W. Из таблицы 1 следует, что введение до 12 % молибдена в сплавы с концентрацией бора 2,5...3,2 % при 20 % хрома не приводит к



исчезновению трещин, однако при сравнении сплавов с содержанием молибдена соответственно 5, 7, 10 и 12 % количество трещин в наплавленном валике уменьшается и при концентрации молибдена равной 15 % трещины исчезают. Однако, если проследить дальше по таблице 1 за концентрацией молибдена и бора, то можно отметить, что лишь доведение содержания молибдена до 20 % может гарантировать получение наплавленного металла без трещин и наиболее употребляемом интервале легирования бором от 2,5 до 3,2 %. Дальнейшее увеличение содержания молибдена в металле наплавки при увеличении концентрации бора более 3,2 % не оказывает положительного действия на технологическую прочность наплавленного металла, так как при этом образуется большое количество боридов и эвтектики, что отрицательно сказывается на пластичности сплавов. Следовательно, можно сказать, что легирование молибденом никельхромовых сплавов с бором в пределах до 20 % увеличивает технологическую прочность наплавленного металла при содержании бора до 3,2 %.

На рисунках 1 – 5 представлены зависимости влияния содержания молибдена на склонность сплавов системы Ni-Cr-Mo-B к трещинообразованию.

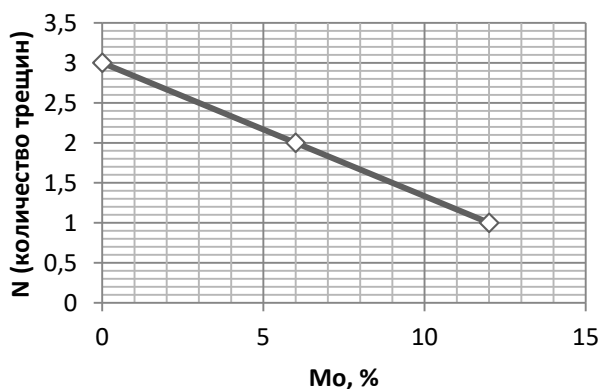


Рисунок 1. – Зависимость трещинообразования сплавов системы Ni-Cr-Mo-B от содержания молибдена (2,8...3,2 % бора, 20 % хрома и 12 % молибдена)

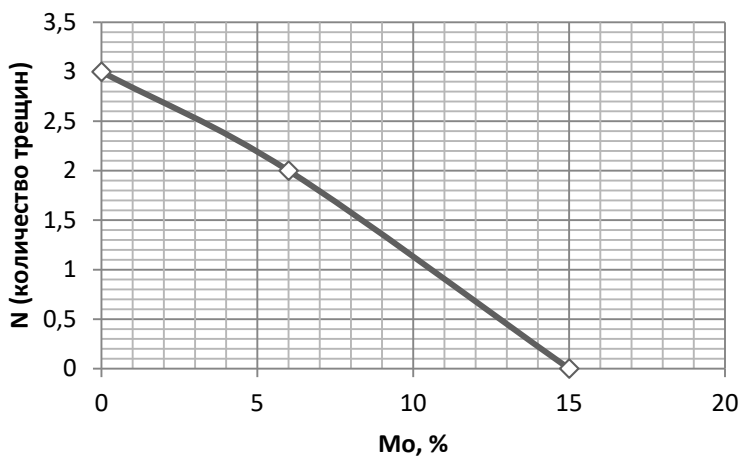


Рисунок 2. Зависимость трещинообразования сплавов системы Ni-Cr-Mo-V от содержания молибдена (2,8...3,2 % бора, 20 % хрома и 15 % молибдена)

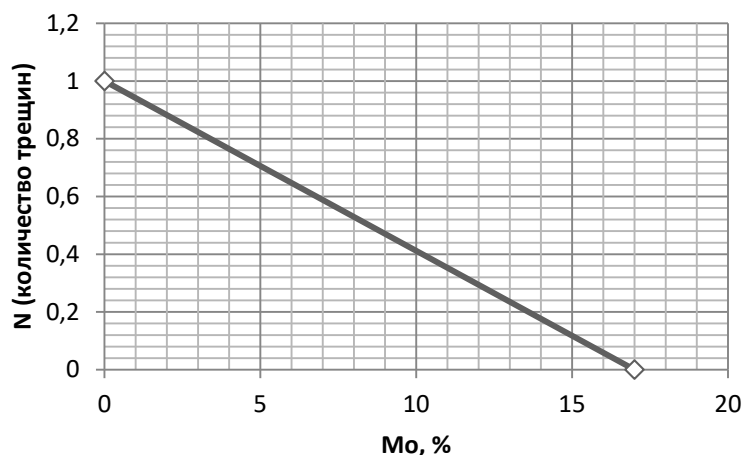


Рисунок 3 – Зависимость трещинообразования сплавов системы Ni-Cr-Mo-V от содержания молибдена (2,8...3,2 % бора, 20 % хрома и 17 % молибдена)

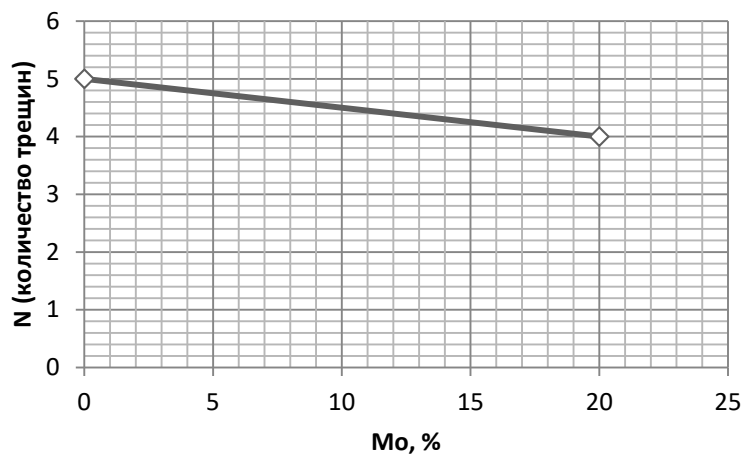


Рисунок 4 – Зависимость трещинообразования сплавов системы Ni-Cr-Mo-V от содержания молибдена (2,8...3,2 % бора, 20 % хрома, 0,6...2,0 % ванадия и 20 % молибдена)

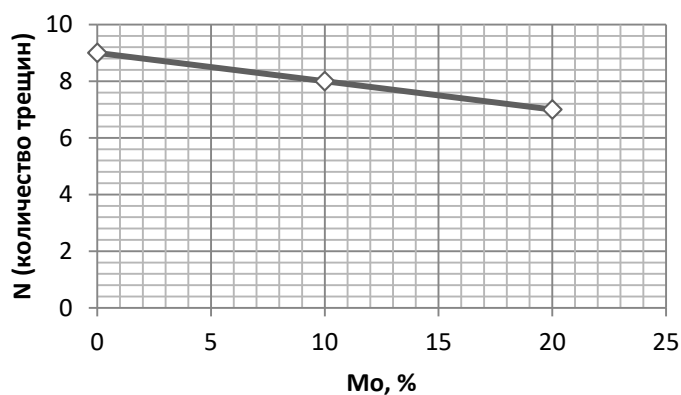


Рисунок 5 – Зависимость трещинообразования сплавов системы Ni-Cr-Mo-V от содержания молибдена (2,8...3,2 % бора, 20 % хрома, 1,0...2,0 % ниобия и 20 % молибдена)

## Заключение

Исходя из полученных экспериментальных результатов, можно сделать вывод, что в сплавах на никелевой основе системы Ni-Cr-Mo-W с 2,8...3,2 % бора и низким содержанием углерода и кремния, молибден в зависимости от концентрации оказывает различное влияние на технологическую прочность наплавленного металла.

Молибден повышает технологическую прочность сплавов. Легирование наплавленного металла молибденом в количестве не менее 20 % (при наличии в сплаве не менее 20 % хрома) дает возможность получения наплавленного металла без трещин.

Исходя из вышеуказанного можно сделать вывод, что легирование сплавов системы Ni-Cr-Mo-W в пределах:  $C \leq 0,05$  %,  $Si \leq 0,2$  %,  $Mn = 0,8 \dots 1$  %,  $Fe \leq 4$  %,  $Cr = 20 \dots 30$  %,  $Mo = 20 \dots 25$  %,  $W = 2,5 \dots 3,2$  %, Ni – остальное не вызывает образование горячих трещин при наплавке.

## Литература

1. Мовчан Б.А. Взаимосвязь физической микронеоднородности с горячими трещинами в сварных швах. «Сварочное производство». №4, 1962 г.
2. Восстановление трущихся поверхностей деталей машин износостойкими наплавочными материалами. Назарько А.С., Плоmodityа Р.Л. В сборнике: Техника и технологии машиностроения. Материалы VIII Международной научно-технической конференции. Омск, 2019. с. 9-14.
3. Наплавка трущихся поверхностей деталей машин для повышения износостойкости при восстановлении. Назарько А.С., Плоmodityа Р.Л. В сборнике: Исследование и проектирование интеллектуальных систем в автомобилестроении, авиастроении и машиностроении («ISMCA 2019»). Материалы III Всероссийской научно-практической конференции с международным участием. Таганрог, 2019. с. 34-39.
4. Разработка литого прутка для наплавки запорной арматуры. Назарько А.С., Плоmodityа Р.Л., Бондарь Д.Ю. В сборнике: Механика, оборудование, материалы и технологии. Сборник научных статей по материалам международной научно-практической конференции, посвященной 100-летию ФГБОУ ВО «Кубанский государственный технологический университет». 2018. с. 360-365.
5. Шоршоров М.Х. Металлургические пути предотвращения горячих трещин при автоматической сварке под флюсом жаропрочных никелевых сплавов. «Сборник научных докладов по теории жаропрочности» И.М.Е.Т. АН. СССР, 1961.
6. Гладкий П.В. и др. Плазменная наплавка хромоникелевых сплавов легированных кремнием и бором. «Автоматическая сварка». №2. 1968.
7. Мнушкин О.С. Структура и свойства сплавов Ni-Cr-Si-W для наплавки уплотнительной поверхности. Сб. «Прогрессивные способы сварки, новые материалы и конструкции в сварочном производстве». Ижевск, 1973.
8. Лосева Г.Е. и др. Влияние легирования молибденом никельхромового сплава на его стойкость против образования горячих трещин. «Сварочное производство». №3, 1973.
9. Шоршоров М.Х. Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов. «Машиностроение». М, 1973.
10. Сорокин Л.И. и др. Влияние молибдена и вольфрама на свойства наплавленного металла при легировании через покрытие. «Сварочное производство». №12. 1969.

## Теоретические основы управления режимом электрохимической очистки сварных швов

Г.М. Петрухин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Научный исследовательский университет «МЭИ», ул. Красноказарменная 14, Москва, 111250, Россия

[PetrukhinGM@mpei.ru](mailto:PetrukhinGM@mpei.ru)

**Аннотация.** На эксплуатационные показатели сварного шва существенное влияние оказывает подготовка рабочих кромок перед сваркой и околошовной зоны после сварки. Рассмотрены особенности электрохимической очистки околошовной зоны сварки с применением катода-кисти. Проведен теоретический анализ процессов тепло-и газообразования в межэлектродном промежутке, как факторов, влияющих на скорость обменных процессов в электролите и его температуру. Предложены рекомендации по выбору параметров управления процессом электрохимической обработки околошовной зоны сварки.

### Введение

Сварка, как известно, один из самых распространенных и наукоемких методов получения неразъемных соединений деталей. Качество таких соединений часто определяют надежность всей конструкции. Поэтому очень важно соблюдения всех условий, обеспечивающих получение качественного сварного шва, и в частности, надежная подготовка соединяемых поверхностей перед сваркой и тщательная очистка шва после сварки.

Электрохимическая очистка и травление поверхностей на этапе подготовки под сварку применяется преимущественно только на заключительном этапе подготовки свариваемых поверхностей. Из известных видов обработки швов после сварочных работ электрохимический метод травления и пассивации представляется одним из самых перспективных [1]. Электрохимическая очистка сварного шва обеспечивает не только восстановление внешнего вида поверхностей, но и восстановление легирующего поверхностного слоя, защищающего зону сварки от коррозии в процессе последующей эксплуатации.

На практике электрохимическая очистка поверхности может быть реализована с применением очень простого оборудования. В случае полного погружения изделия в электролит в состав оборудования входит источник питания, ванна для рабочей жидкости и контактные устройства токоподвода. Для случая очистки ограниченной зоны сварного шва применяется источник питания и различной конструкции кисти, выполняющие роль и катода-инструмента и устройства для перемешивания электролита. Как известно, электрохимический процесс чувствителен к условиям протекания электродной реакции (температуре

и скорости электролита), однако, простота применяемого оборудования и форма организации процесса очистки ограничивают возможности традиционного управления процессом обработки. В этих условиях актуальны вопросы как раскрытия имеющихся потенциальных возможностей управления процессом на уже применяемом оборудовании, так и выработки обоснованных рекомендаций для проектирования перспективных электрохимических установок.

### Теоретические исследования

На условия протекания анодной реакции, в частности, температуру и скорость электролита, оказывают влияние процессы тепло- и газовыделения в межэлектродном промежутке. В упрощенном варианте влияние тепло- и газовыделения на процесс электрохимической обработки (ЭХО) может быть раскрыто с применением метода одномерного описания, в котором смесь жидкой и газовой фаз считается некоторой псевдонепрерывной средой с усредненными свойствами по сечению потока. Для конкретизации условий примем следующие допущения:

- ширина межэлектродного промежутка постоянна;
- сохраняется плоскопараллельность межэлектродного промежутка;
- нагрев электролита вызывается только джоулевым тепловыделением, воздействие всех других источников нагрева компенсируется теплопередачей через поверхности электродов.

Начало координат поместим в заданную точку рабочей поверхности катода. Ось  $x$  направим вдоль по потоку, а  $y$  – по нормали к нему. При таких условиях процесс ЭХО описывается следующей системой уравнений [4]:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \theta}{\partial \tau} + W \frac{\partial \theta}{\partial x} &= \frac{U^2 \chi}{S^2 (1-\beta) \rho C_p}, \\ \frac{\partial \beta}{\partial \tau} + W \frac{\partial \beta}{\partial x} &= \frac{\eta_{H_2} \varepsilon_{H_2} U \chi R T}{S^2 P}, \\ \chi &= \chi_n (1 + \alpha \theta) (1 - \beta)^n, \end{aligned} \quad (1)$$

где  $\theta$ ,  $\beta$  – прирост температуры и газосодержания;  $\tau$  – время;  $W$  – скорость электролита;  $U$  – напряжение;  $\eta_{H_2}, \varepsilon_{H_2}$  – выход по току и электрохимический эквивалент водорода, соответственно;  $\chi$  – удельная электропроводность электролита;  $T, P$  – температура и давление электролита, соответственно;  $\rho, C_p$  – плотность и удельная теплоемкость электролита, соответственно;  $\alpha$  – температурный коэффициент электропроводности электролита.

Рассмотрим случай, приближенный к реальным условиям очистки околосварочной зоны сварки катодом-кистью. Поскольку принудительная прокачка рабочей среды отсутствует, примем условие неподвижности

электролита  $W = 0$ . Выше приведенная система уравнений при неизменных начальных условиях принимает вид:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \theta}{\partial \tau} &= \frac{U^2 \chi}{S^2 (1-\beta) \rho C_p}, \\ \frac{\partial \beta}{\partial \tau} &= \frac{\eta_{H_2} \varepsilon_{H_2} U \chi R T}{S^2 P}, \\ \chi &= \chi_n (1 + \alpha \theta) (1 - \beta)^n. \end{aligned} \quad (2)$$

Из совместного решения уравнений соотношение между приростом температуры электролита и газосодержанием описывается, как

$$\frac{d\beta}{1-\beta} = \frac{\eta_{H_2} \varepsilon_{H_2} \rho C_p R T}{U P} d\theta. \quad (3)$$

Таким образом, чем ниже среднее давление электролита и напряжение, тем существенней прирост газосодержания по отношению к приросту температуры. Поскольку в последнем уравнении отсутствует величина межэлектродного зазора, то эта закономерность сохраняется для процесса ЭХО с любым законом движения электрода-инструмента, а, следовательно, оно применимо и к рассматриваемому случаю обработки зоны шва катодом-кистью.

Процесс ЭХО теряет устойчивость, если эффективная удельная электропроводность электролита на каком-либо участке межэлектродного промежутка стремится к предельному значению  $\chi \rightarrow 0[2,3]$ , что, согласно (1), соответствует условию, когда газосодержание в межэлектродном промежутке приближается к единице. Если температура электролита ниже температуры кипения, то газовая фаза в промежутке состоит только из продуктов электролиза. В случае перегрева электролита появляется новый источник газовой фазы - испарение электролита. Скорость образования пара значительно превосходит скорость электродного газовыделения (как показывают расчеты, при 15 В более чем на порядок) и, соответственно, время от момента закипания электролита до момента фазового «запирания» межэлектродного промежутка мало, поэтому условия нарушения устойчивости ЭХО принимают следующий вид:

$$\beta = \beta_{кр} \quad (4)$$

или (и)

$$T = T_{фп}, \quad (5)$$

где  $\beta_{кр}$  – критическая величина газосодержания, как показывают эксперименты,  $\beta_{кр}$  не превышает 0,75;  $T_{фп}$  – температура фазового превращения (кипения) электролита.

Поскольку соотношение между ростом газосодержания и приростом температуры зависит от произведения величин давления электролита и напряжения (см. 2), а пределы изменения  $\beta$  и  $\theta$  ограничены, то величина этого произведения является основным

параметром, определяющим условия достижения предельных режимов процесса ЭХО.

Но кроме величины напряжения, которая определяет скорость нагрева электролита, необходимо обеспечить процесс восстановления свойств электролита после его закипания, то есть его охлаждение. Для выполнения этого условия напряжение питания должно быть импульсным. Параметром управления частотными параметрами режима ЭХО может выступать длительности и скважность импульсов напряжения:

$$\tau = \frac{s^2(1-\beta)\rho C_p \theta_{кр}}{U^2 \chi}, \quad (6)$$

$$f = 1/(C \tau), \quad (7)$$

где  $\theta_{кр} = T_{\phi n} - T_0$ ;  $T_0$  – исходная температура электролита;  $C$  – скважность импульсов напряжения.

### Обсуждение результатов

Для процесса очистки околошовной зоны сварки катодом-кистью предельные режимы не являются критическими (нарушающими устойчивость процесса), поскольку зона обработки достаточно открыта для отвода образующихся газа и пара. Но важно отметить, что скорость газовыделения напрямую влияет на скорость обменных процессов в прианодной области, и с этой точки зрения условия газообразования в межэлектродном промежутке становятся определяющими технологические показатели ЭХО. Катодный водород интенсифицирует перемешивание электролита преимущественно в объеме католита (в слое электролита, прилегающего к поверхности катода). В случае обработки сварного шва с использованием катода-кисти прикатодное перемешивание электролита из-за его удаленности от обрабатываемой поверхности оказывает относительно слабое влияние на анодный процесс. Закипание электролита существенно повышает скорость обменных процессов во всем объеме электролита, и для интенсификации анодного процесса является более предпочтительным, чем только катодное газовыделение. Как установлено (см. формулу (3)), для достижения температуры кипения электролита важна величина произведения давления электролита и напряжения на электродах. Но давление электролита для условий обработки катодом-кистью постоянно (близко к атмосферному), поэтому основным параметром, который может быть использован для интенсификации обменных процессов в зоне, прилегающей к обрабатываемой поверхности, остается напряжение.

Для определенности, наименьшее напряжение, при котором с интенсификацией ЭХО закипание электролита достигается быстрее, чем достижение предельного газосодержания катодного водорода, можно назвать критическим. На докритических напряжениях интенсивность

обменных процессов в приэлектродных областях зависит только от скорости катодного газовыделения. При напряжениях, превышающих критическое, обменные процессы в межэлектродном промежутке дополнительно интенсифицируются в результате действия высокоскоростного парообразования.

Для управления процессов ЭХО важна не только величина напряжения, но его временные и частотные характеристики (см. формулы (6) и (7)). Длительность импульса напряжения рассчитывается из условия достижения предельных режимов (см. формулы (5) и (6)). Длительность паузы между импульсами должна выбираться с учетом режима перемещения катода-кисти и расхода электролита. Соотношение между частотой импульсов и скважностью определяет среднюю температуру электролита за период импульса. Установленные закономерности могут быть использованы для управления процессом электрохимической очистки околошовной зоны сварки различных металлов, но особый интерес выявленные закономерности имеют для металлов, анодная обработка которых чувствительна к температуре электролита, например, титана и его сплавов.

### **Заключение**

Из приведенного рассмотрения можно сделать ряд практических выводов:

- для управления скоростью анодного растворения и интенсивностью перемешивания электролита при ЭХО околошовной зоны сварки металлов достаточно использовать импульсное напряжения источника питания, как параметр, определяющий скорость обменных процессов в межэлектродном промежутке и температурный режим электродных реакций;

- в области докритических напряжений интенсивность перемешивания электролита определяется только скоростью катодного газообразования; обработка сварного шва на напряжениях, превышающих критическое, существенно интенсифицируются обменные процессы в электролите на обрабатываемой поверхности прианодной области от действия процесса парообразования во всем объеме межэлектродного промежутка;

- длительность импульсов напряжения может быть рассчитана из условия достижения предельного режима ЭХО;

- скважность импульсов напряжения определяет температурный режим в межэлектродном промежутке и может быть использована, как параметр управления.

- для ЭХО некоторых металлов и сплавов с целью предотвращения пассивации необходима повышенная температура электролита; регулирование средней температуры электролита ЭХО околошовной



зоны сварки возможно путем изменения параметров импульсного напряжения на электродах.

### **Литература**

1. *Смоленцев В.П., Шаров В.П.* 2013. № 4. Журнал «Научные технологии в машиностроении». Конкурентноспособные технологии электрохимических методов обработки. С. 43-45.

2. *Зайдман Г.Н., Корчагин Г.Н.* 1980. Сб.: Электродные процессы в технологии электрохимической обработки материалов.- Кишинев: «Штиинца». Ограничения возможности повышения производительности электрохимической размерной обработки. С. 54-63.

3. *Рыбалко А.В., Зайдман Г.Н., Энгельгардт Г.Р.* 1980. Сб.: Размерная электрохимическая обработка деталей машин. Определение времени «запирания» межэлектродного промежутка в импульсной ЭХО. С. 231-237.

4. *Козак Е.* 1980. Сб.: VI международный симпозиум по электрическим методам обработки (ИСЕМ-6). – Краков, ПНР. Исследование влияния параметров процесса на технологические показатели импульсной электрохимической обработки. С. 309-314.

УДК 620.179.4:621.793

## **Влияние технологических параметров напыления на механические свойства газодинамических покрытий**

Г.В. Москвитин, М. С. Пугачев

Федеральное государственное бюджетное учреждение Институт машиноведения им А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН)  
[pugachevmax@mail.ru](mailto:pugachevmax@mail.ru)

**Аннотация.** Рассмотрены методики испытания покрытий меди, алюминия, цинка и никеля на сдвиг и растяжение методом «кольцевого отрыва», нанесённых газодинамическим напылением. Показано, что методики испытания на сдвиг и растяжение позволяют получать зависимости прочности сцепления покрытий с подложкой от температуры их нанесения. Испытания на когезионную прочность покрытий меди, алюминия, цинка при растяжении с использованием метода «кольцевого отрыва» показали минимальный разброс значений ( $\leq 5\%$ ) при хрупком характере разрушения покрытия, что повышает достоверность полученных механических свойств.

**Ключевые слова:** газодинамическое напыление, адгезия, когезия, прочность покрытий.

**Annotation.** Methods of testing the coatings of copper, aluminum, zinc, and nickel for shear and stretching by means of an annular tear-off method applied by gas-dynamic spraying are considered. It has been shown that shear and tensile testing techniques make it possible to obtain the dependence of the adhesion strength of the coatings with the substrate from the temperature of their application. Tests for cohesive strength of coatings of copper, aluminum, and zinc at stretching with use of method of prevention of circular tear-off showed minimal spread of values ( $\leq 5\%$ ). EFFECT: increased authenticity of obtained mechanical properties.

**Keywords:** gas-dynamic spraying, adhesion, cohesion, coating strength.

### **Введение**

За счет улучшения качества поверхности изделий различного назначения, с помощью нанесения различных покрытий, можно повысить сопротивление ее разрушению под воздействием внешней нагрузки. При эксплуатации изделия всегда возникают нагрузки и соответствующие им напряжения, которые действуют по нормали или касательно к поверхности покрытия и приводят к его разрушению и преждевременному выходу из строя оборудования или авариям. Чтобы этого избежать, покрытия испытывают на когезионную прочность (когезию) и прочность сцепления нанесенного слоя металла с подложкой (адгезию).

### **Методики, материалы, оборудование**

Напыление покрытий меди, алюминия, цинка и никеля на поверхность подложки из стали 40Х проводилось с использованием

газодинамической установки модели «ДИМЕТ-404». Покрытия формировались из механической смеси мелкодисперсных порошков металлов (Cu, Al, Zn, Ni) и твёрдых хрупких частиц корунда ( $Al_2O_3$ ) [1].

Покрытия наносились с расстояния 10 мм от среза сопла установки до поверхности подложки, при этом скорость перемещения сопла составляла 10 мм/сек. Температура напыления для каждого порошка подбиралась с учетом его физико-механических свойств и находилась в интервале 180-540°C.

Величина адгезии покрытия с подложкой определялась по методике отрыва нанесенного слоя от подложки при испытании на сдвиг [2]. Нагружение покрытий осуществлялось на универсальной сервогидравлической испытательной машине INSTRON с записью диаграммы нагрузка – перемещение. Образец с покрытием устанавливался в матрицу и под воздействием нагрузки ( $P$ , рис. 1) и постоянной скорости перемещения  $8 \times 10^{-6}$  м/сек продавливался до резкого падения сопротивления нагрузке, при этом покрытие смещалось по отношению к образцу или смещалось с разрушением.

Предел прочности сцепления покрытия с подложкой вычисляли по формуле [3]

$$\tau = P / \pi Dh, \text{ МПа} \quad (1)$$

где  $P$  – максимальная нагрузка в момент разрушения – смещения слоя покрытия,  $H$ ;  $h$  – ширина пояска покрытия, м;  $D$  – диаметр образца, м.

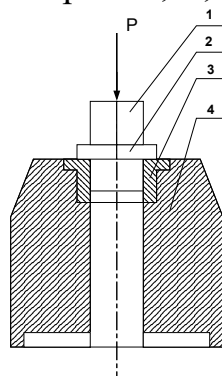


Рисунок 1 – Схема испытания образцов на адгезию при сдвиге:  
1 – образец; 2 – слой металла; 3 – матрица; 4 – корпус

Для проведения испытаний на когезионную прочность покрытия изготавливались образцы, на основе промышленного стандарта, регламентирующего испытание покрытий, нанесённых газотермическими методами [4]. Образец состоял из двух симметричных частей, совмещённых с помощью центрирующей втулки и зафиксированных шпилькой с гайками (рис. 2).

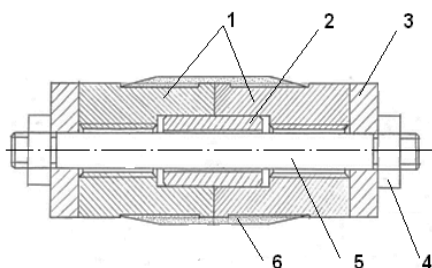


Рисунок 2 – Образец для испытания на растяжение покрытия «методом кольцевого отрыва»: 1 – части образца, 2 – центрирующая втулка, 3 – уплотнительная шайба, 4 – гайка, 5 – шпилька, 6 – покрытие

На поверхность образца наносилось покрытие с последующей механической обработкой до получения заданной толщины слоя. После этого шпилька удалялась, и в каждую часть закручивались хвостовики для установки образца в захваты испытательной машины. Вид покрытия на поверхности образца после разрушения (рис. 4), дал название предлагаемой методике – метод «кольцевого отрыва» [5].

Образцы испытывались на универсальной сервогидравлической испытательной машине фирмы «SHIMADZU» с максимальной нагрузкой 50 кН. Нагружение осуществлялось при постоянной скорости движения актюатора  $5 \times 10^{-6}$ /сек. Регистрация данных при испытании на растяжение велась в координатах нагрузка – перемещение (рис. 3).

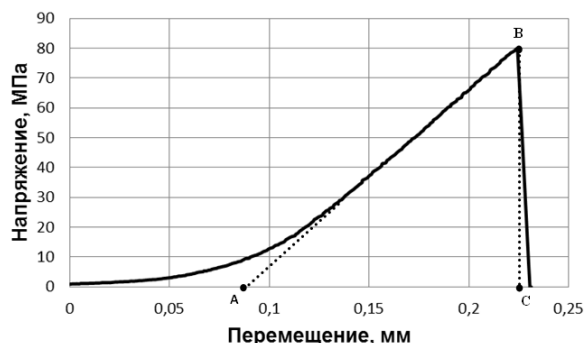


Рисунок 3 – Диаграмма испытания покрытия алюминия при растяжении

Основные механические характеристики покрытия определялись согласно ГОСТ 1497-84. Расчет величины когезионной прочности покрытия проводился по следующей формуле [5]:

$$\sigma_{\text{ког}} = \frac{P_{\text{max}}}{F}, \quad (2)$$

где  $P_{\text{max}}$  – максимальная нагрузка предшествующая разрушению, Н;  $F$  – площадь покрытия,  $\text{мм}^2$ .

Площадь напыленного слоя металла рассчитывалась как разность между площадью поперечного сечения образца с покрытием и без покрытия.

Жесткость нагружения оценивалась как отношение предела упругого участка диаграммы напряжение – перемещение (отрезок ВС, рис. 3) к соответствующему ему перемещению (отрезок АС, рис. 3).

### **Результаты испытаний**

После испытаний покрытия меди на сдвиг поверхность подложки содержала остатки покрытия, которые занимали менее 50% ее исходной площади, что позволяет интерпретировать результаты как прочность сцепления покрытия с подложкой. На поверхности подложки видна регулярная текстура из точек красного цвета, а на образце после сдвига покрытия меди, нанесенного при температуре 540°C, по краям слоя присутствуют сплошные участки меди шириной до 1,8 мм, на которых наблюдаются полосы сдвига (рис. 4). Адгезия покрытия меди с подложкой из стали имеет зависимость от температуры напыления и достигает максимального значения 50 МПа при температуре 540°C (рис. 5).



Рисунок 4 – Общий вид образца после испытания на сдвиг

Поверхности подложек образцов с нанесенным покрытием алюминия и цинка после испытания на сдвиг показали наличие на поверхностях сплошного слоя наносимого металла по всей площади подложки, что позволяет интерпретировать результаты испытаний как когезионная прочность покрытия при испытании на сдвиг.

Когезионная прочность покрытия цинка при напылении с температурой потока воздуха до 360°C составляет 35 МПа, повышение температуры потока воздуха до максимальной сопровождается снижением когезионной прочности металла до 14 МПа (рис.5).

У покрытия алюминия когезионная прочность металла практически не зависит от температуры напыления и составляет в среднем 27 МПа (рис. 5). Полученная зависимость когезионной прочности от температуры напыления достаточно хорошо согласуется с выявленными закономерностями изменения структуры и свойств покрытия с использованием металлофизических методов исследования [6-8].

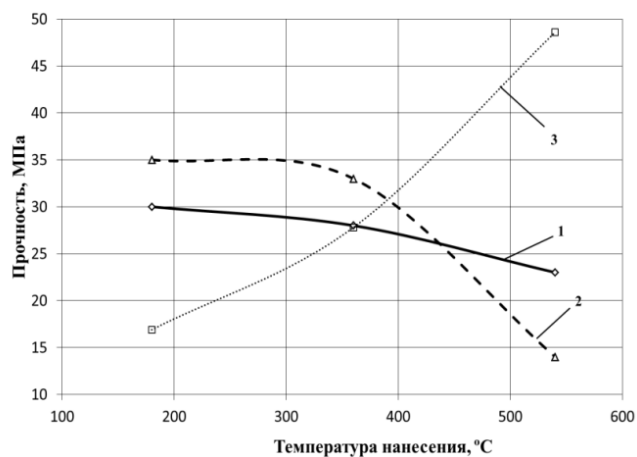


Рисунок 5 – Результаты при испытании на сдвиг покрытия:  
1 – алюминий, 2 – цинк, 3 – медь

Рассматривая результаты, полученные при испытании на сдвиг нанесенного слоя покрытия меди, алюминия и цинка, следует отметить, что данный метод позволяет выявить закономерности изменения прочности сцепления покрытия с подложкой, а также когезионной прочности металла покрытия от технологических параметров напыления. Такие испытания должны рекомендоваться и использоваться для исследования механических характеристик покрытий, нанесенных газодинамическим напылением.

В результате испытаний покрытий меди, алюминия, никеля и цинка на когезионную прочность методом «кольцевого отрыва» выявляются четкие зависимости этой характеристики от температуры напыления (табл. 1).

Когезионная прочность покрытия алюминия при повышении температуры напыления сопровождается резким снижением, при этом снижается жесткость покрытия и растет его пластичность.

Для покрытия меди прослеживается аналогичная зависимость когезионной прочности от температуры напыления.

Полученная зависимость изменения когезионной прочности покрытия меди и алюминия от температуры напыления достаточно хорошо согласуется с изменениями в структуре, полученными металлофизическими методами исследования [9].

Повышение температуры напыления покрытия цинка практически не влияет на когезионную прочность металла покрытия и сопровождается снижением жесткости и увеличением пластичности.

Повышение температуры напыления покрытия никеля сопровождается увеличением когезионной прочности и пластичности, при этом значительно снижается его жесткость.

Исследование поверхности образцов после разрушения покрытия, как и вид диаграмм испытаний показывает, что разрушение хрупкое (рис. 3 и рис. 6).

**Таблица 1**

Результаты испытаний методом «кольцевого отрыва»

Металл для напыления	Температура напыления, °С	Прочность покрытия, МПа	Удлинение, мм	Жесткость, МПа/мм
Алюминий	180	181	0,1	1894
	270	108	0,145	746
	360	82	0,144	573
	540	53	0,146	362
Цинк	270	91	0,135	681
	450	95	0,160	594
Никель	360	64	0,044	1695
	540	72	0,152	473
Медь	180	165	0,091	2375
	270	100	0,134	751
	360	90	0,158	576
	540	86	0,148	585

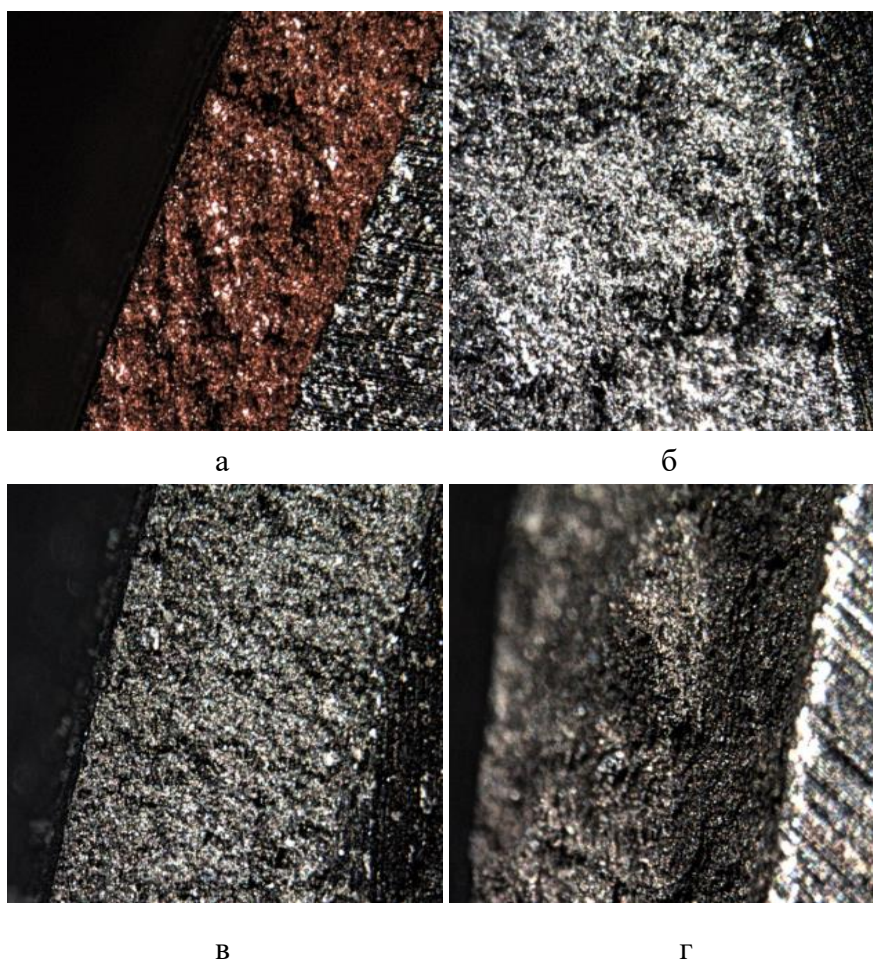


Рисунок 6 – Поверхность разрушения покрытия меди (а), алюминия (б), цинка (в), никеля (г)

Оценка когезионной прочности покрытий методом «кольцевого отрыва» показывает низкий разброс значений. Среднее отклонение результатов по серии образцов составляет от 0,5 до 5%, что очень важно при наличии хрупкого разрушения.

### **Заключение**

Определение механических свойств покрытия при испытании на сдвиг позволило получить зависимость прочности сцепления покрытия с подложкой от температуры напыления, при этом, если адгезия покрытия превышает когезионную прочность нанесенного слоя металла, то методика позволяет оценить когезионную прочность при испытании на сдвиг.

Адгезия покрытия меди с подложкой из стали растет с увеличением температуры напыления и достигает максимального значения 50 МПа при температуре 540°C. Максимальная когезионная прочность покрытий на основе алюминия и цинка составляет соответственно 30 и 35 МПа и падает с увеличением температуры напыления.

Определение механических свойств покрытия методом «кольцевого отрыва» дает возможность исследовать их зависимость от технологических параметров напыления.

Максимальное значение когезионной прочности покрытий составило алюминия 181 МПа, меди 165 МПа, никеля 72 МПа, цинка 95 МПа, при этом прочность покрытий алюминия и меди снижается с ростом температуры нанесения покрытия, для никеля наоборот прочность возрастает, а для цинка остается без изменений.

Метод «кольцевого отрыва» обладает высокой достоверностью оценки когезионной прочности покрытий.

### **Литература**

1. Димет. Применение технологии и оборудования. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.dimet-r.narod.ru/> - (Дата обращения 14.10.2017).
2. Определение прочности сцепления газотермических покрытий с основой. Методические рекомендации. МР 250-87. – М. ВНИИНМАШ, 1987. - 17 с.
3. *Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Мельшианов А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С.* Свойства медных покрытий, нанесённых газодинамическим напылением. – Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. - №9. С.17-23.
4. *Хасуи А, Моригаки О.* Наплавка и напыление. – М.: Машиностроение, 1985. – 239 с.
5. *Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С.* Оценка когезионной прочности газодинамических покрытий. – Вестник машиностроения. 2019. № 4. С. 64-70.
6. *Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Мельшианов А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С.* Технологические особенности газодинамического нанесения покрытий. – Вестник машиностроения. 2015. № 9. С. 64-70.
7. *Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Фалалеев Н.С.* Свойства алюминий-цинкового покрытия, нанесенного газодинамическим напылением. – Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 6. С.28-34.
8. *Архипов В.Е., Дубравина А.А., Куксёнова Л.И., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С.* Структура и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением. – Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 4 (124). С. 18-24.



9. *Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С.* Газодинамическое напыление: структура и свойства покрытий. М.: КРАСАНД, 2017. – 240 с.

## Моделирование процесса ионизации металлов при ЭЛС\*

Родякина Р.В., Щербаков А.В., Гапонова Д.А.  
ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ»

[reginarodyakina@mail.ru](mailto:reginarodyakina@mail.ru)

**Аннотация.** Одной из наиболее актуальных задач при электронно-лучевой сварке металлов является определение закономерностей взаимодействия первичных электронов с потоком газа (пара) с учетом существующих и формируемых (заряженными частицами) электрических полей. Настоящая работа посвящена разработке методики моделирования процесса прохождения пучка электронов через слой испаренного металла. Анализ результатов моделирования показал существенное влияние процесса ионизации на электрическое поле в парогазовом канале. Установлено, что на начальном этапе процесса в нижней части парогазового канала формируется область с положительным потенциалом, а в верхней потенциал, наоборот, снижается.

### Введение

В настоящее время многие направления машиностроительного производства оказываются неразрывно связаны с созданием изделий, к которым предъявляются требования повышенной прочности, пластичности, коррозионной стойкости и др. Одним из перспективных направлений, позволяющих успешно преодолевать различные технологические трудности, возникающие при получении таких изделий, является электронно-лучевая обработка. Пучок электронов нагревает металл (при торможении электронов), вызывает его плавление и испарение.

Одной из наиболее актуальных задач является определение закономерностей взаимодействия первичных электронов с потоком газа (пара) с учетом существующих и формируемых заряженными частицами электрических полей. Поэтому настоящая работа посвящена разработке методики моделирования процесса прохождения пучка заряженных частиц (электронов) в среде пара нагреваемого металла.

### Описание методики моделирования

В качестве исходных данных для моделирования необходимо задать плотность среды или концентрацию частиц  $\eta$ . Известно [1], что плотность частиц над поверхностью канала проплавления составляет порядка  $10^{17}$  в  $1 \text{ см}^3$ , а над поверхностью расплавленного металла, у дна канала, приближается к плотности частиц в твердом состоянии, т.е. составляет порядка  $10^{24}$  в  $1 \text{ см}^3$ . Процесс моделирования выполнялся для алюминия.

---

\* Работа выполнена в ФГБОУ ВО НИУ «МЭИ» при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 18-19-00652).

Кроме ионизации процесс распространения электронов в газе будет сопровождаться потерями энергии на другие виды взаимодействий, например, возбуждение фоонов, плазмонов, генерацию тормозного излучения, рекомбинационные процессы. Кроме того, возможно изменение направления движения первичных электронов за счет упругих взаимодействий [2]. Целью данного исследования является анализ процессов ионизации, распределения потенциала и потерь на ионизацию. В процессе моделирования будем рассматривать сечение неупругого взаимодействия – сечение ионизации газа электронным ударом. Как известно, сечение ионизации налетающим электроном атома или молекулы является функцией энергии электрона [3]. Обычно значение сечения ионизации составляет около  $10^{-16}$ – $10^{-17}$  см<sup>2</sup>. Зависимость сечения ионизации молекулы алюминия  $\sigma_{Al}$  от энергии электрона, использованная в предлагаемой модели, показана на рисунке 1. Схема модели представлена на рисунке 2. Мишень 1 (изделие) из алюминия имеет цилиндрическую форму, ее боковая и нижняя грань заземлены (потенциал на них принят равным нулю). Парогазовый канал в модели аппроксимирован функцией нормального распределения (поз. 2 на рисунке 2). В канале и за его пределами задано распределение плотности паров, распространяющихся в вакууме 3. Потенциал на стенке канала и на верхней поверхности цилиндра определяется потенциалом поля, создаваемым пучком электронов 4. Плотность потока электронов подчиняется функции нормального распределения. В парогазовом канале протекают процессы ионизации, а заряженные частицы движутся под действием сил Лоренца в поле, создаваемом самими частицами. Поле совершает работу и изменяет траектории частиц.

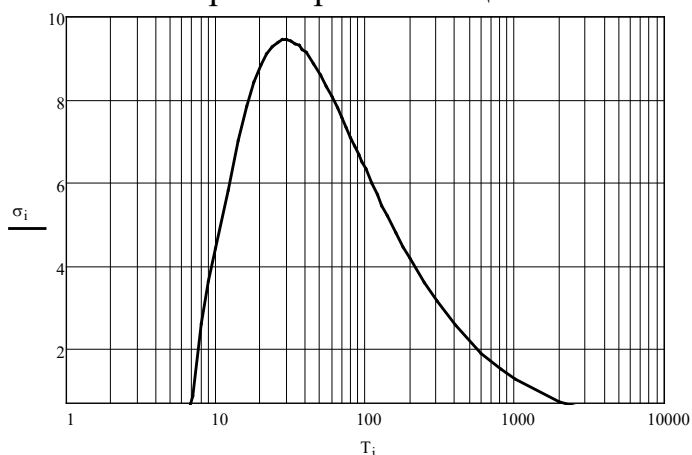


Рисунок 1 – Зависимость сечения ионизации атома алюминия от энергии электрона:  $T_i$  – значения энергии электрона, эВ;  $\sigma_i$  – значения сечения ионизации атома алюминия,  $\times 10^{16}$ , см<sup>2</sup> [7]

Расчет электрического поля ведется в аксиально-симметричной постановке. Для этого случая можно использовать уравнение

$$\frac{\partial^2 U}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial U}{\partial r} + \frac{\partial^2 U}{\partial z^2} = -\frac{\rho(r, z)}{\varepsilon_0}, \quad (1)$$

где  $U$  – электрический потенциал, В,  $r$  и  $z$  – радиальная и осевая координаты соответственно, м,  $\varepsilon_0$  – электрическая постоянная, Ф/м,  $\rho(r, z)$  – объемная плотность пространственного заряда, создаваемого пучком заряженных частиц, находящихся в зоне действия поля, Кл/м<sup>3</sup>:

$$\rho = \frac{dQ}{dV}, \quad (2)$$

где  $dQ$  – доля заряда, распределенного по элементарному объему  $dV$ . На двумерную расчетную область накладывается цилиндрическая сетка, ячейки которой пронумерованы вдоль оси  $r$  как  $i=0, 1, 2, \dots, i_{\max}$ , и вдоль оси  $z$  как  $j=0, 1, 2, \dots, j_{\max}$  (рисунок 2). Размеры цилиндрических ячеек сетки составляют  $\Delta r$  и  $\Delta z$  соответственно. В соответствии с выбранной сеточной схемой вычисления  $U_{i,j}$  проводятся последовательно для всех узлов сетки и сохраняются в массиве данных  $U(i, j)$ . Применялась конечно-разностная аппроксимация расчетной области, для которой уравнение (1) записывалось в форме

$$\frac{U_{i+1,j} - 2U_{i,j} + U_{i-1,j}}{\Delta r^2} + \frac{1}{i\Delta r} \frac{U_{i+1,j} - U_{i,j}}{\Delta r} + \frac{U_{i,j+1} - 2U_{i,j} + U_{i,j-1}}{\Delta z^2} = -\frac{\rho_{i,j}}{\varepsilon_0}. \quad (3)$$

Данное уравнение решалось методом Эйлера. Далее по найденной сеточной функции  $U(i, j)$  методом численного дифференцирования рассчитывалось векторное поле напряженности электрического поля  $E$ , В/м

$$\vec{E} = -\text{grad}U \quad (4)$$

а также проекции вектора на координатные оси  $E_r$  и  $E_z$  для каждого узла расчетной сетки. Составляющие ускорения, приобретаемого частицей при движении в электростатическом осесимметричном поле за счет кулоновской силы, определяются из выражений

$$\begin{cases} a_r = \frac{qE_r}{m} \\ a_z = \frac{qE_z}{m} \end{cases}, \quad (5)$$

где  $a_r$  и  $a_z$  – радиальная и осевая составляющие ускорения, м/с<sup>2</sup>,  $q$  – заряд частицы, Кл,  $m$  – масса частицы, кг. Задача расчета траектории частиц решается с фиксированным шагом интегрирования по времени (который был принят равным  $1 \cdot 10^{-12}$  с). Выражения для проекций приращений скоростей  $\Delta v_r$ ,  $\Delta v_z$  и приращения координат  $\Delta S_r$ ,  $\Delta S_z$  частицы на временном интервале  $(\tau_1, \tau_2)$  записываются следующим образом:

$$\Delta v_r = \frac{q}{m} \int_{\tau_1}^{\tau_2} E_r dt, \quad \Delta S_r = \int_{\tau_1}^{\tau_2} v_r dt, \quad (6)$$

$$\Delta v_z = \frac{q}{m} \int_{\tau_1}^{\tau_2} E_z dt, \quad \Delta S_z = \int_{\tau_1}^{\tau_2} v_z dt. \quad (7)$$

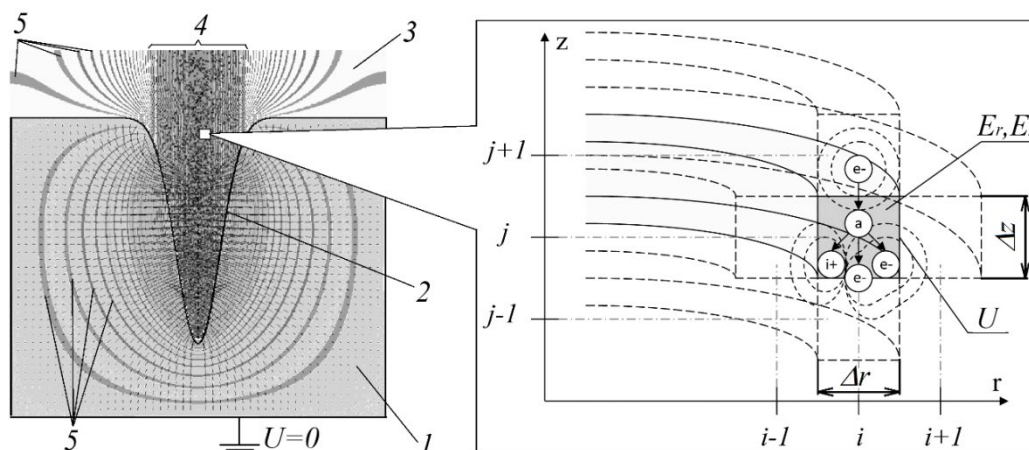


Рисунок 2. Схема двумерной модели процессов ионизации паров металла в парогазовом канале: 1 – заземленное изделие; 2 – парогазовый канал; 3 – вакуум, пары металла; 4 – электронный пучок; 5 – эквипотенциали; справа показаны элементы расчетной сетки и схема процесса ионизации электронным ударом

Распределение плотности тока в изделии рассчитывалось на основании закона Ома в дифференциальной форме

$$\vec{j} = \gamma \vec{E}, \quad (8)$$

где  $\vec{j}$  – вектор плотности тока, А/м<sup>2</sup>,  $\gamma$  – удельная проводимость материала изделия (алюминия), Ом<sup>-1</sup>·м<sup>-1</sup>.

Наиболее сложным этапом поставленной в работе задачи является моделирование процесса ионизации, который сопровождается обменом энергией между частицами и появлением свободного электрона. В соответствии с определением термина «сечение взаимодействия» [4] средняя длина пробега электрона  $\lambda_i$  между актами ионизации определяется как:

$$\lambda_i = \frac{1}{\eta \sigma_i}, \quad (9)$$

где  $\eta$  – концентрация атомов алюминия, 1/м<sup>3</sup>. Концентрация атомов связана с давлением паров уравнением идеального газа

$$\eta = \frac{P}{kT}, \quad (10)$$

где  $T$  – температура пара,  $k$  – постоянная Больцмана. На текущем этапе исследований использовалась линейная аппроксимация функции распределения давления по глубине канала  $P(z)$ , согласующаяся с опубликованными работами [5].

Для учета случайного характера распределения частиц газа будем использовать метод Монте-Карло [6]. В этом случае путь  $s_i$ , который

проходит электрон между актами ионизации, будет определяться по выражению

$$s_i = -\lambda_i \ln(1 - R_1), \quad (11)$$

где  $R_1$  – безразмерная случайная величина, равномерно распределенная в интервале от 0 до 1. В результате ионизации появляется пара частиц: положительный ион и медленный электрон, траектории которых в дальнейшем также необходимо рассчитывать на каждом временном интервале.

Начальную энергию появившегося в результате ионизации вторичного электрона  $W_s$ , эВ, предлагается определять по выражению

$$W_s = \omega \cdot \operatorname{tg} \left\{ R_2 \operatorname{arctg} \left( \frac{W_p - J}{2\omega} \right) \right\}, \quad (12)$$

где  $W_p$  – энергия налетающего (первичного) электрона, эВ;  $J$  – потенциал ионизации;  $\omega$  – табличная величина, полученная путем сопоставления теоретических и экспериментальных данных (для алюминия составляет 2,7 эВ);  $R_2$  – безразмерная случайная величина, равномерно распределенная в интервале от 0 до 1.

В рассмотренном выше случае потеря энергии первичного электрона на ионизацию  $\Delta W_{pi}$ , эВ, вычислялась по выражению

$$\Delta W_{pi} = J + W_s. \quad (13)$$

Путь, который проходит электрон между актами упругого рассеяния  $s_e$  определяется по выражению

$$s_e = -\lambda_e \ln(1 - R_3), \quad (14)$$

где  $R_3$  – безразмерная случайная величина, равномерно распределенная в интервале от 0 до 1.

С целью изучения процессов ионизации вычисления в соответствии с выражениями (1)–(14) были реализованы в модуле программы Elion на языке C++.

### Анализ результатов моделирования

На текущем этапе исследований наибольший интерес представляла информация о распределении потенциала электрического поля, создаваемого частицами в канале и вблизи него, а также пространственное распределение плотности актов ионизации частиц. На рисунке 3 показаны результаты вычислительных экспериментов, которые проводились на персональном компьютере с процессором IntelCorei7-6700 HQ.

На рисунке 3,а показан случай, соответствующий равенству нулю концентрации паров алюминия в области над каналом. Такая ситуация соответствует начальному этапу воздействия электронного пучка на мишень (в реальном случае канал еще не сформирован, а поверхность образца плоская). Ток пучка составляет 18 мА. Видно, что область с наименьшим электрическим потенциалом находится в центре пучка. По

мере приближения к дну канала потенциал растет, приближаясь практически к нулевому значению.

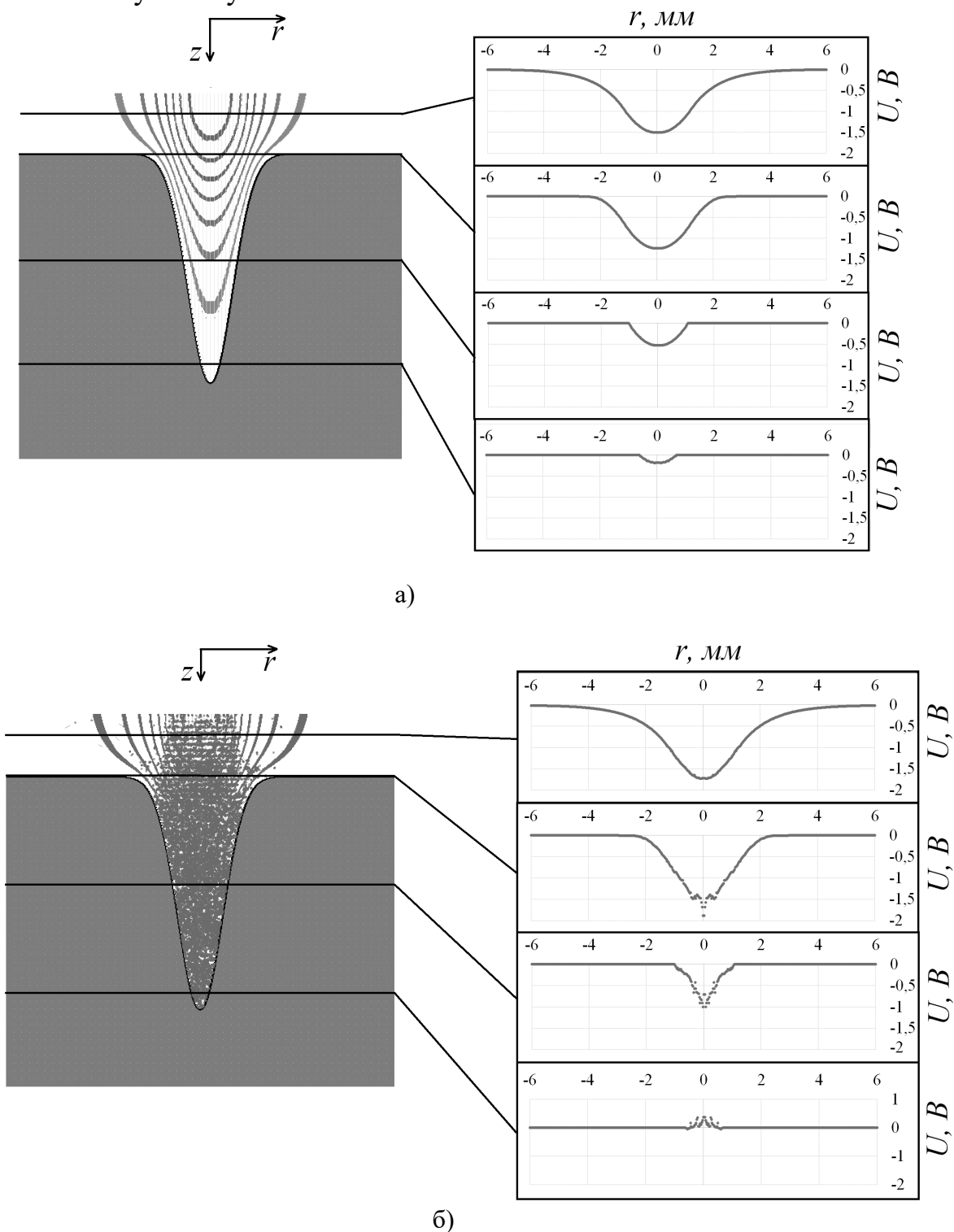


Рисунок 3. Распределение электрического поля:  
 а) в канале при отсутствии паров металла, б) при учете линейного  
 распределения давления пара вдоль координаты  $z$

Объясняется это тем, что разность потенциалов между донной поверхностью канала и самой нижней (заземленной) плоскостью изделия для данного случая пренебрежимо мала. Минимальное значение потенциала при установившемся воздействии электронного пучка на изделие без учета взаимодействия пучка с парами металла составляет  $-1,8$  В.

В случае, когда задано распределение давления паров алюминия вдоль оси  $Z$ , картина кардинальным образом меняется: уже по истечении времени порядка  $0,05$  нс распределение потенциала будет совершенно другим. На рисунке 3,б показан такой случай. Давление паров алюминия в нижней части канала составляет  $30$  Па, а при  $z=0$  (на расстоянии  $2$  мм над поверхностью изделия) –  $0,1$  Па, зависимость  $P(z)$  на этом этапе исследований принята линейной.

Ионизация нейтральных атомов алюминия приводит к появлению положительно заряженных ионов и медленных электронов. Из-за того, что электронный пучок имеет распределение плотности тока по радиусу, большая часть ионов появляется именно в центре пучка, и на начальном этапе процесса ионизации, показанном на рисунке 3,б, медленные электроны будут также формироваться вблизи центра пучка. Под действием поля положительных ионов, локализованных преимущественно в центре луча, периферийные медленные электроны будут дрейфовать в их направлении, создавая резкий минимум потенциала в центре.

В нижней части канала, напротив, будет формироваться область с положительным объемным зарядом, о чем свидетельствует то, что потенциал здесь будет принимать положительное значение. Можно спрогнозировать, что под действием первичных и медленных вторичных электронов будет сформирована область с градиентом потенциала, достаточным для ускорения ионов в направлении электронной пушки, образуемая плазма будет по своим характеристикам (плотности и температуре) соответствовать плазме тлеющего разряда. Однако для моделирования процессов ускорения ионов при использовании разработанной программы, выполняемой на ЭВМ с приведенными выше характеристиками, может потребоваться значительное время (до нескольких дней). Это обусловлено существенной разностью масс ионов и электронов. Наиболее явным решением этой проблемы является переход к технологии параллельных вычислений.

### **Заключение**

1. Показано, что с помощью предложенной комплексной физико-математической модели возможно изучение процесса формирования плазмы при воздействии пучка электронов на металлы.



2. Проведен анализ первых результатов моделирования, который показывает существенное влияние процесса ионизации на электрическое поле в парогазовом канале. Установлено, что на начальном этапе процесса в нижней части парогазового канала формируется область с положительным потенциалом, а в его верхней части потенциал, наоборот, снижается.

3. Показано, что для эффективного применения разработанной модели и изучения процесса дрейфа ионов металла, обладающих значительной массой по сравнению с электронами, необходимо применение технологии параллельных вычислений.

### Литература

1. *Novokreshchenov V.V., Rodyakina R.V., Karimbekov M.A.* Physical and Technological Features of Formation of Large Thickness Welded Joints in Electron-Beam Welding // *Solid State Phenomena*. 2017. Vol. 265. P. 237–245.

2. *Назаренко О.К., Кайдалов А.А., Акопьянц К.С.* Периодичность переноса металла при электронно-лучевой сварке // *Автоматическая сварка*. 1973. № 8. С. 75—76.

3. *Бондаренко Г.Г., Кристя В.И., Фишер М.Р.* Моделирование переноса электронов в слаботочном газовом разряде в смеси аргона с парами ртути // *Взаимодействие ионов с поверхностью: Материалы XVII Международной конференции*. Москва, 2005. Т. 2. С. 331–334.

4. *Назаренко О.К., Кайдалов А.А., Ковбасенко С.Н.* Электронно-лучевая сварка // Киев: Наукова думка, 1987. – 256 с.

5. *Rai R.* Modeling of Heat Transfer and Fluid Flow in Keyhole Mode Welding (A Diss. in Materials Science and Engineering). 2008. (USA: The Pennsylvania State University). P 206.

6. *Квлидзе В.А., Красильников С.С.* Введение в физику атомных столкновений. М.: Изд-во Моск. ун-та, 1985. – 224 с.

7. *Y.-K. Kim and P.M. Stone.* *Phys. Rev. A* 64, 052707 (2001).

**УДК 621. 791. 927. 5**  
**Стабилизация положения сварочной ванны**  
**относительно стыка при электронно-лучевой сварке**

Румянцев Е.Н.<sup>1</sup>, Драгунов В.К.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБОУ ВО «Национальный исследовательский университет «Московский энергетический институт»  
[vectorix75@yandex.ru](mailto:vectorix75@yandex.ru)

**Аннотация.** Рассмотрена задача стабилизации положения сварочной ванны на основе использования оценки текущего положения стыка в ходе ЭЛС.

**Ключевые слова:** электронно-лучевая сварка; электронный пучок; вторичные явления; сканирование; стык; пароголовый кратер; термоэлектронная эмиссия.

**Введение**

Технологии электронно-лучевой сварки (ЭЛС) находят применение в ходе изготовления ряда ответственных конструкций в авиакосмической и автомобильной промышленности, ядерной энергетике, в энергетическом машиностроении, в том числе в турбостроении, а также при соединении деталей из тугоплавких металлов, из термически упроченных материалов, когда затруднена, нежелательна или невозможна последующая термообработка.

Физико-технологические особенности ЭЛС позволяют получить сварное соединение с минимальным размером зоны термического влияния, а его служебные характеристики могут составлять (85-95)% от аналогичных характеристик сплошного металла [4].

Внедрение технологий ЭЛС, помимо использования иных ее преимуществ, должно исключать формирование дефектов вида несплавления кромок и непроваров в корне шва и обеспечивать, на этой основе, получение качественных сварных соединений. Однако, исключение дефектов существенно затруднено из-за динамической нестабильности положения стыка относительно оси кратера в силу случайного характера возмущений, присутствующих в сварочном контуре.

Наличие и физическая природа возмущений обусловлены, с одной стороны термическими деформациями свариваемого изделия, некачественной подготовкой кромок стыка, возникновением дефектов технологической оснастки, неточностью установки свариваемого изделия относительно оси пучка и т.д., а с другой – физическими процессами, протекающими в ходе взаимодействия электронного пучка с веществом. Следствием этого является смещение стыка относительно оси сварочного

пучка, что приводит к формированию весьма распространенных дефектов сварного соединения в виде несплавлений и непроваров в корне шва и снижению работоспособности сварного соединения из-за ослабления рабочего сечения и создания очагов концентрации напряжений в шве [10].

Случайный характер дестабилизирующих факторов не позволяет, даже в случае ЭЛС однородных изделий, обеспечить полное совпадение расчетных и текущих (реальных) значений параметров траектории (геометрии) стыка.

Следует отметить, что стабилизация основных параметров сварочного оборудования и технологического процесса ЭЛС не гарантирует устранение нестабильности положения стыка.

Необходимым условием получения качественных сварных соединений, при прочих равных условиях, является стабилизация положения стыка и исключение, на этой основе, дефектов вида несплавления кромок и непроваров в корне шва. Реализация данного условия не возможна без наличия оценки текущего положения стыка, полученной исключительно на основе использования вторичных явлений, сопутствующих процессу ЭЛС.

Теоретически, для получения информации о положении стыка может быть использовано любое, сопутствующем процессу ЭЛС вторичное явление: электромагнитное излучение или эмиссии зараженных частиц из области взаимодействия [1]. Необходимым условием этого является наличие устойчивой корреляционной зависимости между характеристиками вторичного явления и положением стыка, а также его доступность инструментальному контролю в ходе ЭЛС. В этом случае электрический сигнал, получаемый в ходе преобразования вторичных явлений, зависит от положения стыка, что позволяет использовать его в качестве информационного и формировать на его основе достоверную оценку положения стыка. Однако, в сформированной сварочной ванне вещество существует одновременно не только в жидкой, твердой и газообразной фазах, но и происходят его переходы из одного состояния в другое [11]. Указанные переходы имеет явно выраженный нелинейный характер. Каждому состоянию вещества присущи определенные динамические характеристики, а так же свои характеристические частоты колебаний, которые отражают ход протекания процессов формирования парогазового кратера и образования сварочной ванны и оказываются промодулированными как по частоте, так и по амплитуде. Кроме того, в ходе взаимодействия промодулированных излучений между собой возникает дополнительная паразитная «перекрестная» модуляция,

В следствии указанных процессов спектр сигнала расширяется и по своим статистическим свойствам сигнал приближается к шумоподобному, корреляционная зависимость между характеристиками

сигнала и положением стыка существенно ослабляется и использование его в качестве информационного представляется крайне проблематичным.

Таким образом, решение задачи стабилизации положения стыка, на основе использования оценки его текущего положения, с целью исключения дефектов вида несплавления кромок и непроваров в корне шва, наряду с иными требованиями, является необходимым условием применения технологий ЭЛС.

### **К вопросу формирования оценки положения стыка на основе использования вторично-эмиссионного излучения**

Рассмотрим характерные особенности, наиболее освоенного на сегодня, способа формирования оценки положения стыка на основе использования вторично-эмиссионного излучения [1, 11]. В его составе содержатся преимущественно упруго отраженные электроны, возникающего в ходе сканирования, в поперечном направлении, стыка остросфокусированным электронным пучком малой мощности без оплавления кромок. Относительная простота получения оценки положения стыка является причиной использования вторично-эмиссионного излучения в практике ЭЛС.

В момент пересечения стыка пучком изменяется величина и пространственное распределение потока отраженных электронов, что при известных параметрах сканирования обеспечивает формирование сигнала, один из параметров которого (амплитуда, частота, положение импульса вторичного тока относительно начала или середины развертки) зависит от положения стыка относительно оси пучка – рисунок 1.

Однако, в ходе сканирования недопустимо оплавление кромок стыка, что накладывает жесткие ограничения на допустимый уровень мощности сканирующего пучка. Это фактически означает, что оценка текущего положения стыка заменяется оценкой, которая получена при токах пучка отличных от номинального, то есть оценка содержит не устранимую методическую ошибку.

Следует отметить и то, что для осуществления сканирования необходимо наличие гарантированной подготовки кромок по всей длине стыка в виде гарантированного зазора, технологического бурта эквидистантного стыку или V-разделки кромок. В ряде случаев к конструктивным и электрическим параметрам источника питания и сварочной пушки предъявляются дополнительные требования по обеспечению модуляции величины тока пучка, наличию динамической фокусировки, возможности установки датчика для приема вторичного излучения и т.д.

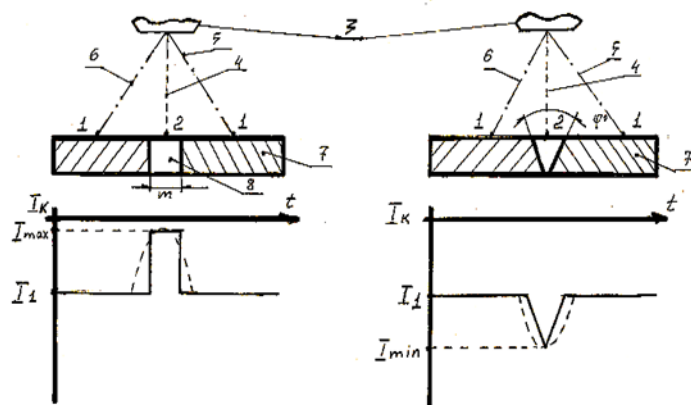


Рисунок 1 – Сканирование стыка электронным пучком:

а – зависимость тока коллектора при пересечении зазора; б – зависимость тока коллектора при пересечении разделки; 1 – крайняя точка зоны сканирования; 2 – положение неотклоненного пучка; 3 – сварочная пушка; 4 – ось пучка; 5 и 6 – предельные отклонения пучка;  $m$  – зазор в стыке;  $\varphi$  – угол раскрытия V-образной разделки

### К вопросу использования вторичного электронного тока в плазме для формирования оценки положения стыка

Рассмотрим специфические особенности способа формирования оценки положения стыка на основе анализа вторичного электронного тока [6, 7, 8] в плазме, обладающего свойствами инвариантности к уровню мощности сварочного пучка и позволяющего отказаться от дополнительных требований, предъявляемых к оборудованию ЭЛС и свариваемому изделию.

При смещении стыка новое взаимное положение стыка и парагазового кратера будет приближенно соответствовать изображенному на рисунке 2.

Отводу потока тепла 8 с внешней поверхности кратера 2 путем теплопроводности в правую кромку свариваемого изделия 1 препятствует зазор 7, который представляет собой объемно-пространственную неоднородность в структуре металла.

В работах Н.Н. Рыкалина прямо указывается на отличие теплофизических характеристик зоны стыка от аналогичных характеристик соседних областей свариваемых металлов, а также необходимость учета неидеальности теплового контакта между материалами.

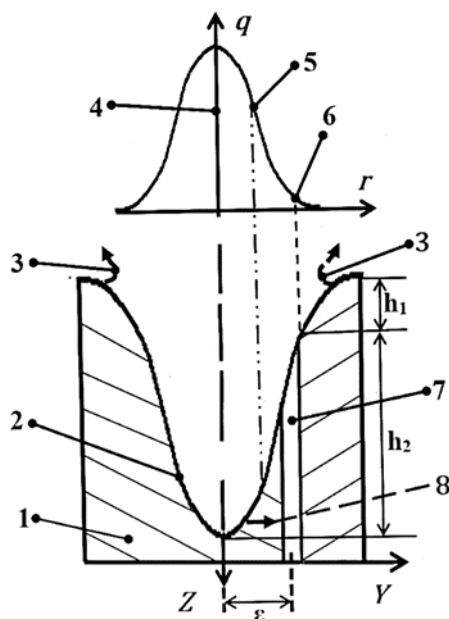


Рисунок 2 - Взаимное положение стыка относительно внутренней поверхности кратера и оси луча при смещении: 1 - свариваемое изделие; 2 – кратер; 3 – поток термоэлектронов; 4 – ось распределения плотности мощности  $q(r)$ ; 5 и 6 – точки на кривой  $q(r)$ ; 7 – стык; 8 – поток тепла  $Q_p$ , отводимый в кромку через зазор;  $\varepsilon$  – величина смещения

Контактирование кромок в области зазора осуществляется вершинами профилей шероховатостей в пределах крайне ограниченной площади поверхности, поэтому обеспечить идеальное контактирование на границе раздела материалов в области зазора достаточно проблематично. Современные методы обработки поверхностей не могут обеспечить получение поверхностей такой точности, которая необходима для подведения всех точек одной поверхности к другой на расстояние  $\sim 5 \cdot 10^{-8}$  см. Наивысшая точность обработки поверхности обеспечивает отклонение в рельефе поверхностей в пределах  $10^{-4} - 10^{-5}$  см. Поэтому при сближении такие поверхности могут быть подведены на расстояние позволяющие установить заметные связи только в отдельных точках, составляющих по площади ничтожную часть всей поверхности. Наличие подобного участка способствует ухудшению теплового контакта в области стыка и даже в случае чистой обточки поверхности кромок область зазора представляет собой термическое сопротивление величина  $R_t''$  которого на несколько порядков превышает величину  $R_t'$  области зазора для случая идеального контактирования кромок [9]

$$R_t'' = D/\lambda_2 \gg R_t' = d/\lambda_1 \quad (1)$$

где –  $D$  и  $\lambda_2$  – ширина и коэффициент теплопроводности зазора;  $d$  и  $\lambda_1$  – то же для участка зазора в случае идеального контакта.

Следует отметить и то, что при сварке существует вероятность раскрытия зазора впереди сварочной ванны в следствии температурных деформаций и перемещений, вызываемых изменением объема металла

при его структурных превращениях в процессе сварки. Указанное обстоятельство дополнительно способствует ухудшению теплового контакта между материалами и возрастанию величины  $R_t''$ . Последствием наличия зазора на трассе распространения тепла будет нарушение симметрии потоков тепла, поступающих, путем теплопроводности, в правую кромку изделия 1 из области внутренней поверхности кратера 2.

В связи с повышением теплосодержания расплавленного металла, в интервале глубин проплавления  $h_2$  формируется не отведенное и потому избыточное тепло  $\Delta Q'$ , частично поступающее в верхнюю части поверхности кратера.

Другим последствием смещения будет изменение величины  $q(r)$ , воздействующей на область стыка и близь лежащей поверхности металла в связи с перемещением стыка в область спада кривой  $q(r)$  и нарушением симметрии  $q_5(r)$  и  $q_6(r)$  приходящихся на левую и правую свариваемые кромки

$$q_5(r) \neq q_6(r) \text{ при } \varepsilon \neq 0. \quad (2)$$

Таким образом нарушение положения кратера относительно оси пучка в следствии смещения сведет к изменению интенсивности нагрева областей верхней части кромок, уменьшая величину тепла, отводимого в материал за счет теплопроводности и способствует формированию избыточного теплового потока, распространяющегося в сторону верхней части парогазового кратера, деформируя изотермы температуры поверхности сварочной ванны – рисунок 3.

Вместе с тем, плотность тока насыщения термоэлектронной эмиссии  $j_{TЭ}$  с поверхности сварочной ванны связана экспонентной зависимостью через уравнение Ричардсона-Дэшмана с температурой поверхности, что позволяет оказаться от прямого измерения температуры жидкой фазы в ходе ЭЛС.

Так для Al при изменении  $T_{п}$  на 2% с 1920 °К до 1958,4°К изменение  $\Delta j_{TЭ}$  составляет 180%, для Fe при изменении  $T_{п}$  на 2% с 2120°К до 2162,4°К изменение  $\Delta j_{TЭ}$  составляет 202%.

Наличие в составе сплава легирующих элементов, точка кипения которых ниже точки кипения основного металла сплава, приводит к появлению дополнительной составляющей, определяемой свойствами легирующих элементов, их процентным содержанием и распределением по объему основного металла, сопоставимой по величине стоком эмиссии основного металла.

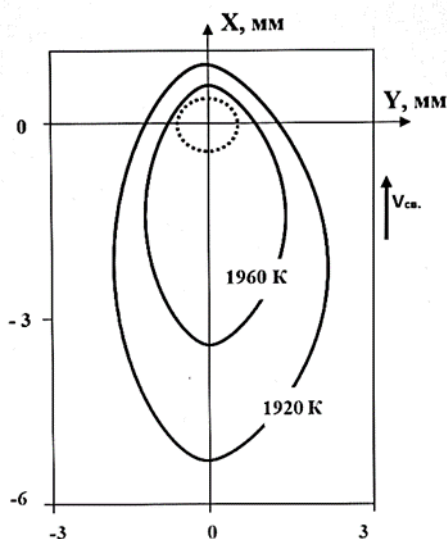


Рисунок 3 – Изотермы (К) на поверхности сварочной ванны

В первом приближении при оценке плотности тока термоэмиссии металла с учетом наличия сплавов  $j_{TЭ.Спл.}$  справедлив аналог закона Рауля

$$j_{TЭ.Спл.} = \sum_{n=1}^n (j_{TЭ.к} \cdot \delta), \quad (3)$$

где  $j_{TЭ.Спл.}$  – плотность тока термоэмиссии сплава;  $j_{TЭ.к.}$  – плотность тока термоэмиссии компонента сплава;  $\delta$  – процентное содержание  $n$ -го компонента в сплаве.

Полученные результаты указывают на наличие эмиссии дополнительного количества электронов при смещении стыка на  $\varepsilon$  мм, что ведет к формированию составляющей, обусловленной током термоэлектронной эмиссии с поверхности сварочной ванны и возрастанию вторичного электронного тока в плазме, параметры которого доступны объективному инструментальному контролю в ходе ЭЛС.

### **К вопросу формирования информационного сигнала вторичного электронного тока в плазме**

Для отбора и регистрации вторичного электронного тока в плазме использован датчик электронов, устанавливаемый над зоной сварки на основе вертикальной линейной решетки, состоящей из  $N$  отдельных одиночных металлических коллекторов, устанавливаемых над зоной сварки и имеющих положительный потенциал относительно обрабатываемого изделия. Сигнал тока формируется последовательностью импульсов тока электронов, оседающих на поверхности коллектора в произвольные моменты времени  $t_k$  и суперпозиция этих импульсов длительностью  $\tau_0$  формирует выходной ток коллектора  $i_k(t)$ . Заряд, содержащийся в каждом импульсе, равен заряду электрона и величина регистрируемого тока эмиссии



$i_k(t) = \frac{e}{\tau_0} t_k$ . Однако, в силу различия термоэмиссионные свойства элементарных участков поверхности между собой плотность тока термоэмиссии распределена неравномерно и для описания распределения использовали выражение вида:

$$j_{t0} = j_t \cdot f(X; Y), \quad (4)$$

где  $j_{t0}$  – плотность тока термоэмиссии с учетом распределения термоэмиссионных свойств поверхности;  $f(X; Y)$  – закон распределения свойств.

Обобщенной характеристикой термоэмиссионных свойств поверхности, по отношению к одиночному коллектору, является эффективная плотность тока насыщения термоэмиссии  $j_{t0.эфф.}$

$$j_{t0.эфф.} = \frac{d_{i\Delta s}}{d_{ik}} G(\gamma) \quad (5)$$

где  $d_{ik}$  – ток коллектора, вызванный током  $d_{i\Delta s}$  с элемента поверхности;  $G(\gamma)$  – текущее распределение термоэлектронов по углам вылета.

Таким образом, оценка полного тока одиночного коллектора, с учетом термоэмиссионных свойств поверхности ванны, описывается зависимостью (6):

$$i_k(t) = \iint_{-\infty}^{+\infty} j_{t0} \cdot j_{t0.эфф.} dx dy \quad (6)$$

Изменение интенсивности нагрева приведет к эмиссии дополнительного количества электронов и в следствии этого к генерации дополнительного количества импульсов в выходной цепи одиночного коллектора и появлению составляющей  $\Delta i_k(t)$ , связанной функциональной зависимостью с изменением величины  $j_{тэ}$ .

Ток  $I_D(t)$ , протекающий в выходной цепи датчика, будет содержать в своем составе составляющую  $\Delta i_k(t)$  с выхода по крайней мере одного из  $N$  одиночных коллекторов, входящих в состав датчика [2;3].

Для представления тока в выходной цепи датчика использована модель, на основе аддитивной суммы токов  $N$  одиночных коллекторов, в составе  $n$  из которых ( $N > n$ ) содержится составляющая  $\Delta i_k(t)$  зависящая от положения стыка (от смещения):

$$I_D(t) = \sum_n^{N-n} \frac{e}{\tau_0} t_k(t) + \sum_1^n \left[ \frac{e}{\tau_0} t_k + \Delta i_k(t) \right] \quad (7)$$

Для представления, полученного после преобразования выходного тока  $I_D(t)$  датчика, электрического сигнала выбрана модель, на основе аддитивной смеси вида (6) в предположении того, что спектр сигнала ограничен некоторой максимальной частотой  $f_0 = f_{max}$ . и справедливо допущение о наличии свойств эргодичности и стационарности [1, 2]

$$U(t) = [u_1(t) + \varepsilon \beta u_2(t) + n(t)] G(\gamma) \quad (8)$$

где  $u_1(t)$  – составляющая сигнала, не зависящая от положения стыка;  $\varepsilon\beta u_2(t)$  – составляющая зависящая от текущего положения стыка и отражающая изменение  $j_{ТЭ}$  при смещении;  $n(t)$  – статистически независимый шум, отражающий протекание процесса взаимодействия электронов с металлом;  $G(\gamma)$  – текущее распределение электронов по углам вылета в вертикальной плоскости [8].

Сигнальные выборки формируются из отсчетов напряжения  $u_k = u(t_k)$ ,  $k = 1, 2, \dots, K$ , при этом временной интервал между отсчетами определен на основании теоремы Котельникова. Получаемый в ходе преобразования сигнал по статистическим свойствам, приближается к нормальному стационарному случайному процессу, его аддитивные составляющие приобретают сходные структуры и выявление смещения становится предметом теории статистических решений:  $H_0: u(t) = u_0 \rightarrow$  ситуация  $\varepsilon = 0$  и  $H_1: u(t) = u_\varepsilon \rightarrow$  ситуация  $\varepsilon \neq 0$ .

Для определения оптимальной, с точки зрения получения максимума различия  $U(t)$ , соответствующих ситуациям  $\varepsilon \neq 0$  и  $\varepsilon = 0$ , процедуры обработки сигнала использовано отношение правдоподобия, которое определяет алгоритм обработки сигнала, физический смысл которого: в результате обработки сигнала формируется оценка его дисперсии, которая является мерой разброса или рассеяния множества данных и измеряет «чистую» вариацию переменной, слабо зависящую от объема выборки [5].

В используемой модели сигнала дисперсия  $D_{\varepsilon;u}[U(t)]$  выражена через коэффициент корреляции  $\rho_{\varepsilon;u}$ , учитывающий взаимозависимость величин смещения  $\varepsilon$  и  $\Delta j_{ТЭ}$ , а также влияние распределение  $G(\gamma)$  на величину сигнала  $U(t)$ :

$$D_{u;\varepsilon}[U(t)] = [\rho_{\varepsilon;u}(\varepsilon; \Delta j_{ТЭ}; G(\gamma))] \cdot D[U(t)] \quad (9)$$

Решающее правило различения ситуаций основано на использовании аналога функции автокорреляции сигнала по выборочной дисперсии амплитудной выборки:

$$K[D] \sum_{\ell_0}^{\ell_1} \frac{1}{D_{u;\varepsilon=0}[U(t)]} \sum_{\ell_1}^{\ell_n} D_{u;\varepsilon \neq 0}[U(t)] \quad (10)$$

где  $D_{u;\varepsilon=0}[U(t)]$  и  $D_{u;\varepsilon \neq 0}[U(t)]$  – значения выборочной дисперсии сигнала при  $\varepsilon = 0$  и ее текущее значение при  $\varepsilon \neq 0$ , соответственно;  $(\ell_0 - \ell_1)$  и  $(\ell_1 - \ell_n)$  – длина участка стыка в пределах которого  $\varepsilon = 0$  и  $\varepsilon \neq 0$  соответственно.

При  $K[D] > 1$  принимается решение о наличии смещения, в противном случае принимается альтернативное решение.

## Экспериментальные исследования зависимости информационного сигнала от смещения стыка

При подготовке исследований использованы методы математического планирования эксперимента в том числе методы экспериментальной оптимизации – методы Плакетта-Бермана, Ноллау и Фюрста [3, 12].

Пространственное расположение коллекторов электронов относительно сварочной ванны и оси сварочного пучка представлено на рисунке 4.

В ходе проведения осуществлялась синхронная регистрация сигнала вторичного тока в плазме над поверхностями свариваемых кромок при наличии смещения стыка, величина и направление которого задавались условиями эксперимента.

Характер изменения сигналов, полученных после преобразования выходных токов коллекторов представлен на рисунке 4.

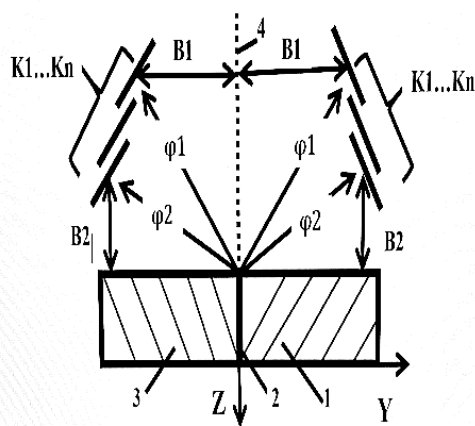


Рисунок 4 – Пространственное расположение коллекторов электронов относительно сварочной ванны и оси сварочного пучка:

- 1 – правая свариваемая кромка; 2 – стык; 3 – левая свариваемая кромка; 4 – ось пучка (ось Z); K1 – нижний одиночный коллектор в составе датчика; KN – верхний одиночный коллектор в составе датчика;  
 B1 – удаление коллектора от поверхности ванны; B2 – удаление коллектора от плоскости стыка

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что осуществляется устойчивая регистрация смещения стыка, что следует из условий эксперимента и выполнения условия  $K[D] > 1$ . Кроме того, соотношение сигналов, регистрируемых над поверхностью кромок, определяется направлением смещения стыка: так, при смещении стыка в направлении к правой кромке величины

$$K[D]_л < K[D]_п, \quad (11)$$

при смещении стыка в направлении к левой кромке

$$K[D]_л > K[D]_п, \quad (12)$$

где  $K[D]_л$  и  $K[D]_п$  – значения выражения (10) для левой и правой кромок, соответственно.

Характер изменения величин  $K[D]_л$  и  $K[D]_п$  позволяет сделать вывод об асимметрии величин вторичного электронного тока, возникающей при смещении стыка от направления смещения и наиболее вероятной причиной этого следует считать асимметрию величин  $\Delta j_{ТЭ}$  плотности тока термоэмиссии с поверхностями кромок, что фактически означает асимметрию (неравномерность)  $\Delta T$  температуры нагрева кромок.

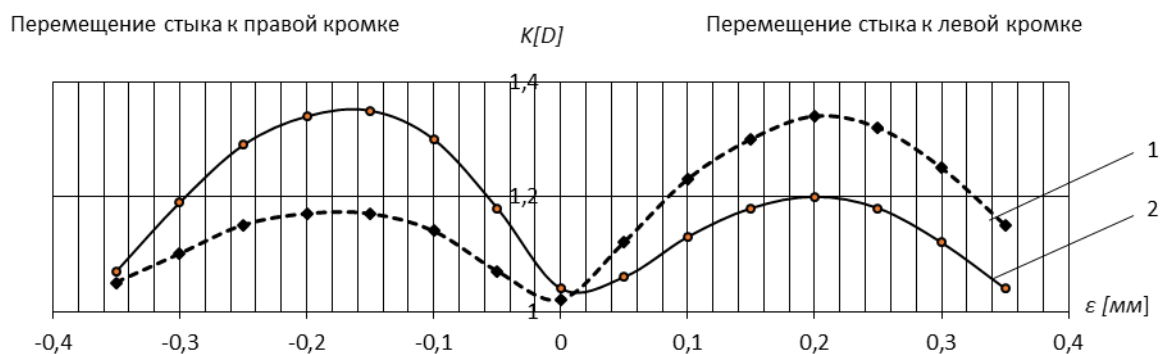


Рисунок 5 – Характер изменения  $K[D]$  при регистрации сигнала с противоположных кромок при ЭЛС сплава АМГ6; (ток пучка - 0,1А;  $U_{УСК}$  – 30 кВ); 1 – сигнал с поверхности левой кромки; 2 – сигнал с поверхности правой кромки; 3 – сигнал при  $\varepsilon = 0$

Оценка характер изменения сигнала вторичного тока при отсутствии смещения стыка экспериментально получена в ходе регистрации сигнала при воздействии пучка на образец, выполненный из сплошного металла, а также на образец с зазором, но при  $\varepsilon = 0$  в течение времени  $T$  – рисунок 6.

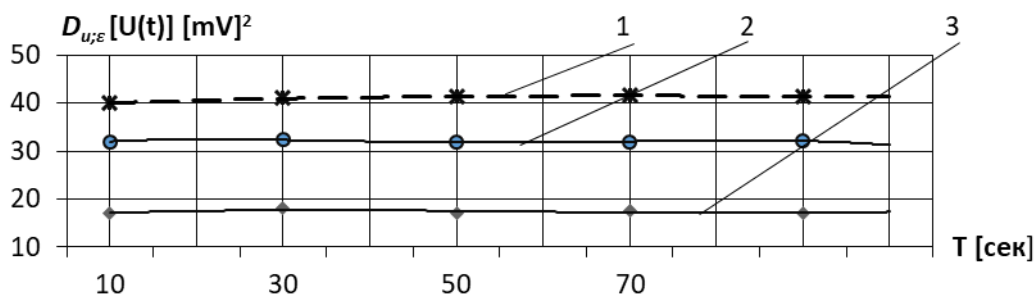


Рисунок 6 – Распределение выборочной дисперсии  $D_{u,\varepsilon}[U(t)]$  сигнала при  $\varepsilon = 0$ . Кривая 1 – сплошной металл – сплав АМГ-6; кривая 2 – образец с зазором – сплав АМГ-6; кривая 3 – образец с зазором – коррозионно-стойкая сталь

Изменения сигнала оценивались по дисперсии амплитудной выборки, при этом дискретизация сигнала проводилась на основании теоремы Котельникова. Полученные кривые представлены на рисунке 6.

Анализ характера изменения сигнала вторичного тока позволил установить следующее. Для образцов, выполненных из материалов с существенно различающимися теплофизическими характеристиками и при выполнении условия  $\varepsilon = 0$ , наличие зазора не является фактором изменения сигналам – кривые 2 и 3 на рисунке 6. В то же время, характер изменения кривых 2 и 3 на имеет существенных отличий от характера изменения кривой 1 на рисунке 5. А это фактически означает, что условия распространения теплового потока через область зазора (разделки) остаются неизменными и отсутствуют нарушения симметрии потоков тепла, поступающих в кромки путем теплопроводности.

Полученные результаты свидетельствуют об изменении плотности тока насыщения термоэлектронной эмиссии при смещении стыка, что фактически указывает на необходимые условия формирования информационного сигнала, что позволяет использовать вторичный электронный ток в плазме, при наличии составляющей тока термоэлектронной эмиссии с поверхности парагазового кратера, для цели получения оценки текущего положения стыка.

### **Заключение**

1. Необходимым условием внедрения технологий ЭЛС является использование оценки текущего положения стыка с целью устранения дефектов вида несплавления кромок и непроваров в корне шва. Подобная оценка формируется на основе использования вторичного излучения из области взаимодействия сварочного пучка номинальной мощности с металлом.

2. Экспериментально установлена зависимость сигнала вторичного электронного тока в плазме, содержащего в своем составе составляющую тока термоэлектронной эмиссии с поверхности жидкой фазы верхней части парагазового кратера от текущего положения стыка. Практическое использование термоэлектронной эмиссии с поверхности позволяет:

- получать информационный сигнал, зависящий от текущего положения стыка, в условиях отсутствия априорно известных признаков различия сигнала и помехи;
- формировать оценку текущего положения стыка непосредственно в ходе ЭЛС при номинальной мощности сварочного пучка;
- устранить формирование дефектов вида несплавления кромок и непроваров в корне шва на основе использования оценки положения стыка.

3. Условием необходимым для формирования сигнала вторичного тока зависящего от смещения является возмущение тепловой обстановки в верхней части поверхности кратера.

4. Впервые для различения ситуаций наличия или отсутствия смещения и получения оценки текущего положения стыка, использован аналог функции автокорреляции по выборочной дисперсии амплитудной выборки сигнала вторичного электронного тока в плазме, регистрируемого по обе стороны стыка, в составе которого присутствует составляющая тока термоэмиссии с поверхности жидкой фазы верхней части парогазового кратера.

### Литература

1. 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.

2. Бакут П.А. Теория обнаружения сигналов / под ред. П.А. Бакута. [Текст] / М.: Радио и связь, 1984. – 440 с.

3. Ермаков С.М. Математическая теория планирования эксперимента. Под ред. С.М. Ермакова [Текст] / С.М. Ермаков // М.: Наука, глав. ред. физико-математической литературы. 1983. – 392 с.

4. Казаков В.А. Состояние и развитие ЭЛС в производстве аэрокосмической техники [Текст] / В.А. Казаков // Сварочное производство. 1994. № 11. С. 2-5.

5. Кобзарь А.И. Прикладная математическая статистика. Для инженеров и научных работников [Текст] / А.И. Кобзарь // М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. С. 23-517.

6. 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. № 2-3(4). 2012. С. 27-32.

7. Ластовирия В.Н. [Текст] Определение положения стыка относительно пучка на основе термоэлектронов / В.Н. Ластовирия, Е.Н. Румянцев // Материалы II Международной научно-технической конференции «Сварочное производство: перспективы развития (05-08) 10. Украина, Краматорск. С. 67.

8. Румянцев Е.Н. Использование термоэмиссии с поверхности парогазового кратера для контроля положения стыка при ЭЛС [Текст] / Е.Н. Румянцев, В.Н. Ластовирия // Сварка и диагностика № 1. 2011. С. 21-26.

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

10. 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.

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

12. Хартман К. Планирование эксперимента в исследованиях технологических процессов [Текст] / К. Хартман и др. – М.: «МИР», 1977. – 517 с.

## Разработка методов прогнозирования микроструктуры сварного соединения применительно к температурно-временным режимам электронно-лучевой сварки

Т.В. Ольшанская<sup>1,2</sup>, Е.М. Федосеева<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Кафедра Сварочное производство, метрология и технология материалов, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 29, Комсомольский пр-т, Пермь, 614990, Россия

<sup>2</sup> Электронный адрес автора-корреспондента: [tvo66@mail.ru](mailto:tvo66@mail.ru)

**Аннотация.** Исследования посвящены разработке методов прогнозирования микроструктуры сварного соединения применительно к температурно-временным режимам электронно-лучевой сварки (ЭЛС). Для выбора методов прогнозирования формирующейся микроструктуры в сварном соединении при ЭЛС был проведен анализ моделей и методов моделирования кинетики распада аустенита при охлаждении, существующих в практике термической обработки. На основе данных моделей в работе предлагается один из методов прогнозирования микроструктуры сварных соединений при ЭЛС.

### Введение

Электронно-лучевая сварка считается одним из передовых способов получения сварных соединений. Формирование сварного шва неотъемлемо зависит от образующейся микроструктуры, как одного из главных прогнозируемых критериев качества соединения. Для прогнозирования микроструктуры металла шва и зоны термического влияния необходимо знать термический цикл для заданного участка сварного соединения и критерии, с помощью которых оценивается процентное соотношение структурных составляющих. Обычно критериями для прогнозирования микроструктуры металла шва и зоны термического влияния являются время охлаждения в интервале температур 800-200°C ( $t_{8/2}$ ) и скорость охлаждения в интервале 600 - 500°C ( $w_{5/6}$ ), определяемые по термическому циклу сварки для анализируемого участка. Однако скорости нагрева и охлаждения в процессе сварки изменяются во времени нелинейно, поэтому следует использовать мгновенные скорости процесса.

### Постановка проблемы, материалы и методы

Уравнения для определения мгновенных скоростей нагрева и охлаждения выводятся из уравнений решения тепловых задач [1]:

$$W(x, y, z, \tau) = \frac{dT(x, y, z, \tau)}{dt} \text{ при } dt = \frac{dx}{v} \quad W(x, y, z, \tau) = \frac{dT(x, y, z, \tau)}{dx} V. \quad (1)$$

В планируемых исследованиях произведен расчет термических циклов и мгновенных скоростей охлаждения и их анализ с целью выбора основных критериев для прогнозирования микроструктуры,

образующейся при ЭЛС. Расчет и анализ проводились на примере сварного соединения стали 20Х3МВФ (ЭИ415), полученного по серийной заводской технологии (рис. 1 и 2).

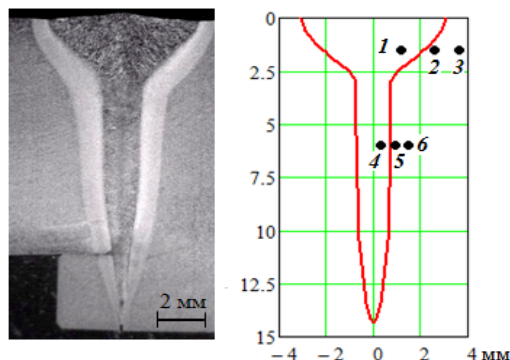


Рисунок 1 – Макроструктура сварного соединения и расчетная форма шва, сталь 20Х3МВФ:

$$I_L = 100 \text{ мА}; U = 30 \text{ кВ},$$

$$V_{CB} = 10 \text{ м/час},$$

точки 1,2,3 при  $h = 1,5 \text{ мм}$ ;

точки 4,5,6 при  $h = 6 \text{ мм}$ ,

1, 4 – металл шва; 2, 5 – зона перегрева;

3, 6 – зона полной перекристаллизации

### Обсуждение результатов

Сравнительный анализ данных термических циклов ( $t_{8/2}, w_{6/5}, \max W_{охл}$ ), полученных расчетным путем для различных участков сварного соединения, показал следующее. Для участков сварного соединения, имеющих одну температуру и находящихся на разной глубине, время охлаждения в интервале температур  $800-200^\circ\text{C}$  ( $t_{8/2}$ ) отличается на десятые доли секунды, скорость охлаждения при температуре  $550^\circ\text{C}$  ( $w_{5/6}$ ) изменяется в пределах до  $3^\circ\text{C/с}$  (табл. 1). Подобная тенденция наблюдается при сравнении данных для металла шва, зоны перегрева и полной перекристаллизации, находящихся на одной глубине сварного соединения. В соответствии с полученными данными  $t_{8/2}$  и  $w_{6/5}$ , процесс охлаждения сварного соединения ниже температуры фазового превращения  $Ae_3$  происходит в одинаковых условиях, а значит структура в металле шва и в зоне термического влияния по всей глубине сварного соединения должна быть одинаковой. Однако, как показал металлографический анализ, в металле шва по глубине сформировалась разная микроструктура (рис. 3). В нижней части сварного шва образуется практически мартенситная структура с небольшими выделениями бейнита, в верхней части шва количество бейнита больше, и он выделяется в основном по границам первичных дендритных зерен.

Существенные отличия в термических циклах и скоростях охлаждения наблюдаются в высокотемпературной области при  $T > 800^\circ\text{C}$  (рис. 3). Сравнительный анализ максимальных значений мгновенной скорости охлаждения ( $\max W_{охл}$ ) показал, что для различных участков сварного соединения максимальные значения  $W_{охл}$  отличаются друг от друга. При этом по глубине проплавления наблюдается увеличение  $\max W_{охл}$ : в металле шва увеличивается больше, чем в 2 раза, в зоне



перегрева более, чем в 1,7 раз, а в зоне полной перекристаллизации в 1,5 раза (таб. 1). По ширине сварного соединения  $\max W_{\text{охл}}$  уменьшаются.

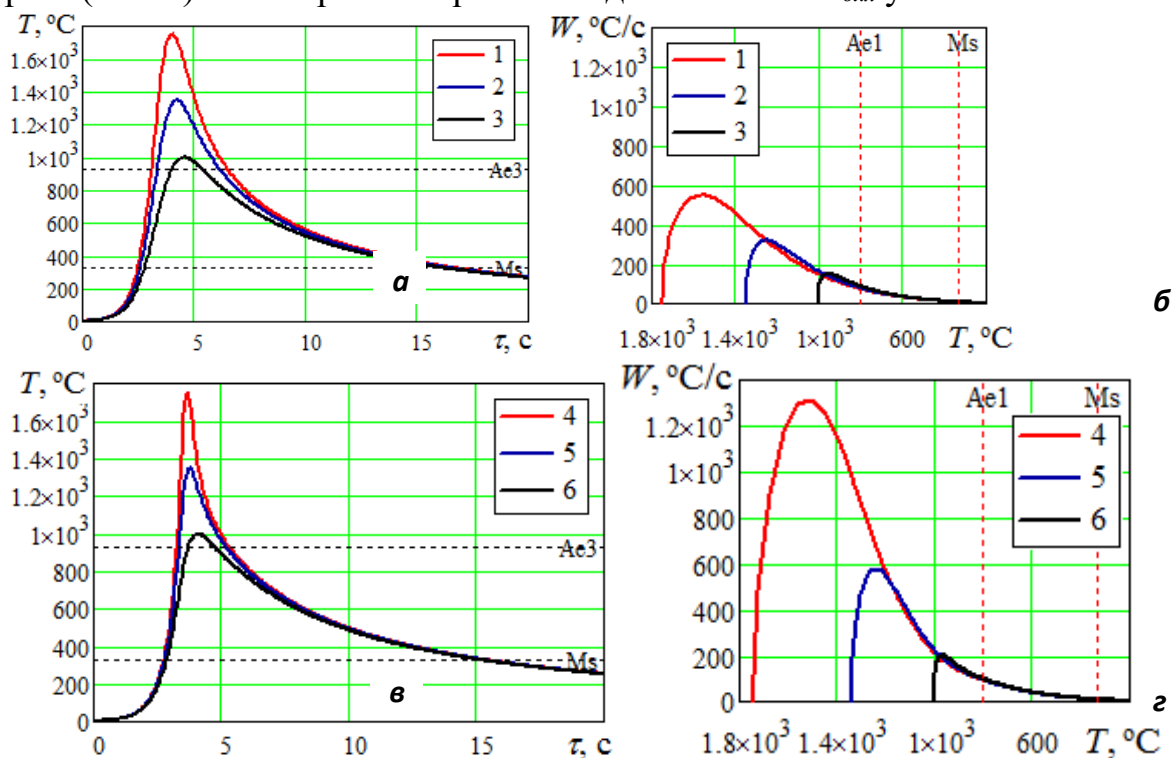


Рисунок 2 – Рассчитанные термические циклы сварки (а, в) и мгновенные скорости охлаждения (б, з) при  $h = 1,5$  мм (а, б) и при  $h = 6$  мм (в, з): 1, 4 – металл шва; 2, 5 – зона перегрева; 3, 6 – зона полной перекристаллизации

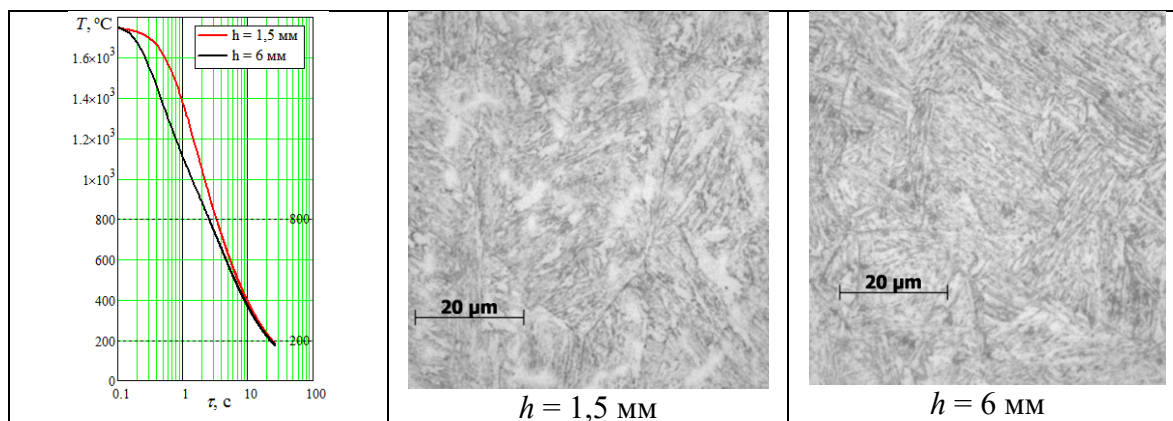


Рисунок 3 – Кривые охлаждения с температуры 1750 °С и микроструктура металла шва для различных участков по глубине (реактив Крупша)

При прогнозировании микроструктуры металла шва и зоны термического влияния, образующейся в результате ЭЛС, критерии должны отражать всю предысторию охлаждения, начиная с максимально достигаемой температуры при нагреве. Такими критериями могут стать для металла шва – температура кристаллизации и мгновенная скорость охлаждения при этой температуре, для зоны термического влияния –

максимальная температура нагрева и наибольшая мгновенная скорость охлаждения для данного термического цикла.

Таблица 1

Параметры процесса охлаждения для сварного соединения, сталь 20Х3МВФ						
Параметры охлаждения	Анализируемые участки сварного соединения					
	Металл шва		Зона перегрева, $T = 1350^{\circ}\text{C}$		Зона полной перекристаллизации, $T_H = 1000^{\circ}\text{C}$	
	$h = 1,5\text{мм}$	$h = 6\text{мм}$	$h = 1,5\text{мм}$	$h = 6\text{мм}$	$h = 1,5\text{мм}$	$h = 6\text{мм}$
$t_{8/2}, \text{с}$	20,2	19,7	20	19,7	20,3	19,8
$w_{5/6}, ^{\circ}\text{C/с}$	26	30	28,5	30,4	29	31
$\max W_{\text{охл}}, ^{\circ}\text{C/с}$	414	1000	321	564	153	202

Для выбора методов прогнозирования формирующейся микроструктуры в сварном соединении при ЭЛС был проведен анализ моделей и методов моделирования кинетики распада аустенита при охлаждении, существующих в практике термической обработки. На основе анализа были выбраны два вида моделей для последующей их адаптации применительно к термическим циклам ЭЛС:

– полуэмпирические модели построения диаграмм изотермического и термокинетического распада аустенита, разработанные в работах [2, 3], а затем уточненные автором работы [4].

– регрессионные модели трансформации переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении, полученные авторами [5] с помощью искусственных нейронных сетей.

На основе данных моделей в работе предлагается один из методов прогнозирования микроструктуры сварных соединений при ЭЛС.

В методе используется полуэмпирическая модель построения диаграмм изотермического распада аустенита. В основе данной модели лежит общая формула для описания кривых превращения аустенита на диаграмме, которая вычисляет время  $\tau$ , необходимое для образования феррита, перлита и бейнита при температуре  $T$ :

$$\tau(X, T) = \frac{F(C)}{F(G)D\Delta T^q} \int_0^X \frac{dX}{X^{2(1-X)/3}(1-X)^{2X/3}}, \quad (2)$$

где  $F(G) = \beta 2^{(G-1)/2}$ ,  $\beta$  – эмпирический коэффициент;  $G$  – размер аустенитного зерна (по ASTM);  $D$  – эффективный коэффициент диффузии;  $\Delta T$  – переохлаждение;  $q$  – показатель, который зависит от эффективного механизма диффузии;  $F(C, Mn, Si, Cr, Mo)$  – функция состава стали, выраженного в % по весу; интеграл описывает скорость реакции превращения объемной доли, учитывает сигмоидальный эффект фазового превращения.

После тестирования ряда физических моделей построения изотермических и термокинетических диаграмм распада аустенита, а

также зависимостей, необходимых для их построения, в исследованиях предложены уравнения с уточненными эмпирическими коэффициентами. Предложенные уравнения, включающие определение равновесных температур превращения аустенита  $A_1$  и  $A_3$ , определение температур начала бейнитного и мартенситного превращения, расчет времени образования феррита, перлита и бейнита, более точно описывают изотермические диаграммы распада аустенита для низко- и среднелегированных сталей.

Для качественной оценки формирующейся структуры при ЭЛС по данным уравнениям строится диаграмма распада аустенита, и на неё наносятся рассчитанные кривые охлаждения для соответствующего термического цикла.

Для прогнозирования количественного состава микроструктуры сварных соединений и построения структурных диаграмм распада аустенита при заданном термическом цикле были произведены преобразования полуэмпирической модели (2) с учетом правила аддитивности. После проведенных преобразований были получены уравнения, определяющие объемную долю образующегося феррита, перлита и бейнита для заданного термического цикла. В общем виде данные уравнения представлены следующим образом:

$$\int_0^X \frac{dX}{X_i^{2(1-X_i)/3} (1-X_i)^{2X_i/3}} = \frac{F(G)}{F(C)} \cdot F(T_i) \cdot \tau_i, \quad (3)$$

где  $F(T_i) \cdot \tau_i = D(T_i) \cdot \Delta T(T_i)^q \cdot \tau_i$  и вычисляется с учетом численного массива данных изменения температуры и времени, определяемого из термического цикла сварки для конкретного участка сварного соединения,  $X_i$  – объемная доля образовавшейся структуры в  $i$ -й момент времени данной кривой охлаждения.

Значения объемной доли образовавшейся структуры  $X_i$  определяются в математическом пакете MathCAD с применением функций *Given* и *Find*, решая уравнение (3), как систему уравнений для каждой  $i$ -й точки. Результатом решения данных уравнений является графики, показывающие кинетику образования феррита, перлита, бейнита и мартенсита в процессе охлаждения по заданному термическому циклу (рис. 4). На основе полученных результатов строится диаграмма, показывающая процент образования структурных составляющих в зависимости от времени охлаждения (рис. 5).

Для проверки адекватности предложенных методов прогнозирования микроструктурного состава была проведена количественная оценка структурных составляющих в металле шва и зоне термического влияния. С целью дифференцирования структурных составляющих, близких по морфологическому строению, такие как бейнит и мартенсит, поверхность микрошлифов подвергалась

поочередной обработке 2 реактивами с многократной переполировкой. Анализ проводился на оптическом микроскопе с использованием поляризованного света (рис. 6). Количественная оценка проводилась с помощью программного комплекса ВидеоТест Металл, который позволяет окрашивать фазы в соответствии с их диапазоном яркости и определять объемную долю выделенной фазы.

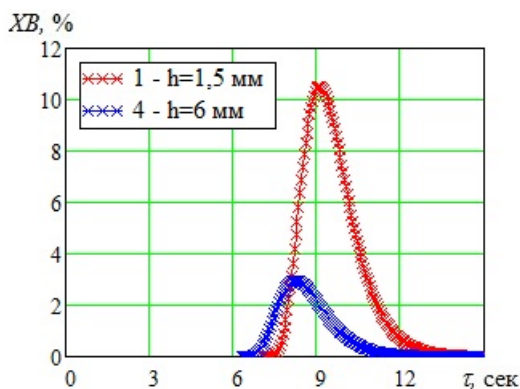


Рисунок 4 – Кинетические диаграммы образования бейнита в зависимости от времени охлаждения, рассчитанные по термическим циклам для металла шва (точки 1 и 4 на рис. 1)

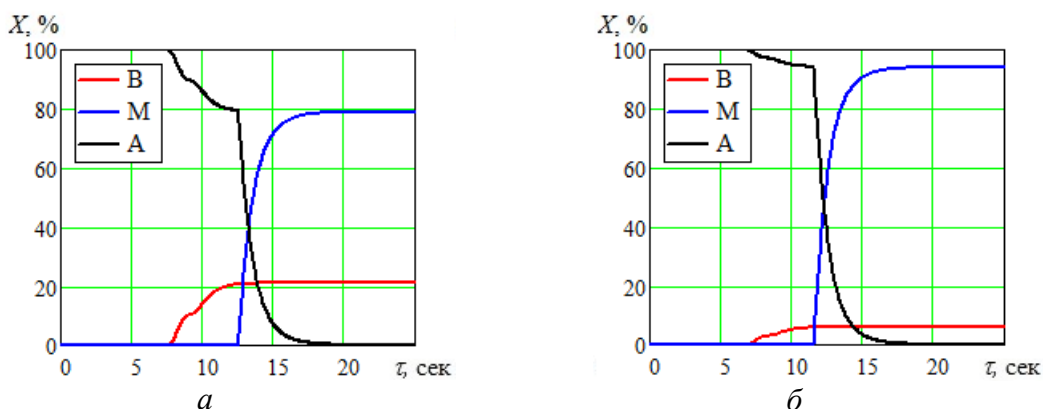


Рисунок 5 – Структурные диаграммы для металла шва, сталь 20Х3МВФ (первый метод): а – глубина  $h = 1,5$  мм, (точка 1 на рис.11), б – глубина  $h = 6$  мм, (точка 4 на рис.11), В – бейнит, М – мартенсит, А – аустенит

В таблице 2 представлены экспериментально определенный и расчетный структурный состав сварного соединения, полученный на основе физической модели предложенного метода. Метод позволяет количественно прогнозировать микроструктуру металла шва и зоны термического влияния при ЭЛС низко- и среднелегированных сталей.

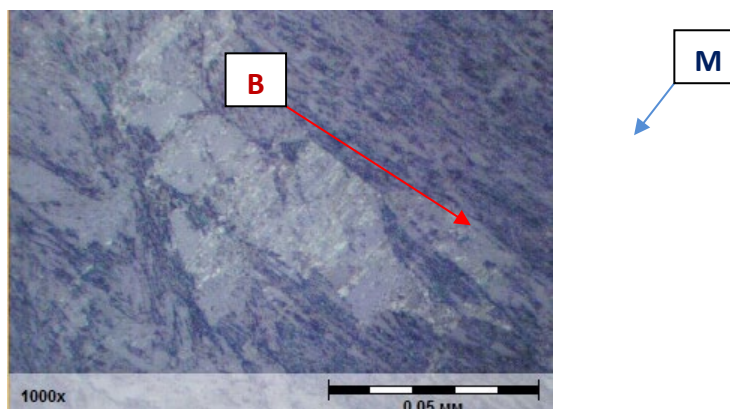


Рис. 6. Микроструктура металла шва сварного соединения (рис. 1), сталь 20Х3НМВФ, верхняя часть шва, В – бейнит, М – мартенсит (поляризованный свет)

**Таблица 2**

Расчетный и экспериментальный структурный состав сварного соединения,  
сталь 20Х3МВФ, рис. 1

---

Анализируемые участки сварного соединения

Металл шва,		Зона перегрева,		Зона полной перекристаллизации,	
$h= 1,5\text{мм}$	$h= 6\text{мм}$	$h= 1,5\text{мм}$	$h= 6\text{мм}$	$h= 1,5\text{мм}$	$h= 6\text{мм}$
21 % Б,	5,9 % Б,	14,4 % Б,	11,6 % Б,	11 % Б,	9,7 % Б,
79 % М	94,1% М	85,6 % М	88,4 % М	89% М	90,3 % М

Металл шва		Зона термического влияния	
$h= 1,5\text{мм}$	$h= 6 \text{ мм}$	$h= 1,5\text{мм}$	$h= 6 \text{ мм}$
21,1 % В	5,5 % В	15,9 % В	11,8 % В
78,9 % М	94,5% М	84,1 % М	88,2 %М

### Заключение

Учитывая характерные особенности изменения термических циклов по глубине и ширине сварного соединения, предложен один из методов прогнозирования микроструктуры, образующейся при ЭЛС среднелегированных сталей, который основан на построении структурных диаграмм, описывающих кинетику превращения аустенита при непрерывном охлаждении в зависимости от термического цикла ЭЛС.

### Литература

- [1] Т.В. Ольшанская, Е.М. Федосеева, Е.Г. Колева. Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение, 3 (2017) 49-74.
- [2] В.А. Кархин. Тепловые процессы при сварке. Санкт-Петербург: Издательство Политехнического университета, 2013.
- [3] J.S. Kirkaldy. Scandinavian Journal of Metallurgy, 20 (1991) 50.
- [4] M. Li, D. Niebuhr, L. Meekisho, D. Atteridge. Metallurgical and Materials Transactions. 29 (1998) 661-671.
- [5] L.A. Dobrzański, S. Malara, J. Trzaska. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 1-2 (2007) 351-354.

## Конструкционная прочность сталей после лазерного легирования и азотирования

Чудина О.В.

МАДИ

e-mail: [Chudina\\_madi@mail.ru](mailto:Chudina_madi@mail.ru)

**Аннотация.** Работа посвящена исследованию влияния лазерного легирования углеродистых сталей нитридообразующими элементами с последующим азотированием на износостойкость и усталостную прочность. Показано, что комбинированная технология позволяет задействовать максимально возможное количество упрочняющих механизмов и целенаправленно создать структуру, способную эффективно противостоять изнашиванию и усталости.

Микротвердость легированного слоя и последующего кратковременного азотирования составляет 12000...21000 МПа, и зависит от типа легирующего элемента. Увеличение продолжительности азотирования до 6 часов или старения приводит к еще большему повышению твердости за счет выделения дисперсных частиц оптимальной степени когерентности с матрицей.

Показано, что износостойкость стали 20 после комбинированной обработки в 15 раз выше, чем износостойкость нормализованной стали 20, и в 1,5...3 раза выше, чем износостойкость азотированного нитраллоя 38Х2МЮА. Высокие показатели износостойкости объясняются высокой твердостью поверхностного слоя и формированием рельефа поверхности по типу Шарпи, что снижает коэффициент трения.

Испытания при мало- и многоцикловом нагружении упрочненных образцов показали снижение в 1,5 раза скорости роста усталостной трещины и увеличение порогового значения коэффициента интенсивности напряжений, ниже которого трещина не развивается.

Ключевые слова: лазерное легирование, азотирование, микроструктура, микротвердость, износостойкость, трещиностойкость.

### Введение

Под конструкционной прочностью понимается комплекс механических свойств, находящихся в наибольшей корреляции с эксплуатационной прочностью изделия или конструкции. Для оценки конструкционной прочности большинства изделий используются такие понятия, как *надежность* и *долговечность*. Критериями оценки надежности металлических материалов являются ударная вязкость, вязкость разрушения (живучесть, критическое раскрытие трещины и др.). Критериями оценки долговечности являются усталостная прочность, контактная выносливость, износостойкость, сопротивление коррозии, ползучесть и т.д.

*Усталостная прочность* является важной характеристикой конструкционной прочности, так как 80% всех разрушений носят

усталостный характер. Многие детали машин (оси, валы и т.д.) работают в условиях знакопеременных (циклических) нагрузок на изгиб и кручение, при которых максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях, где сосредоточены концентраторы напряжений. Чувствительность к концентраторам напряжений резко снижается, а предел выносливости возрастает при создании на поверхности остаточных напряжений сжатия путем упрочнения химико-термической или другой обработкой [1].

Причиной отказа многих изделий (тяжелонагруженные зубчатые и червячные передачи, подшипники качения, рельсы, колеса и т.д.) является *контактная выносливость* (усталостное изнашивание). Процесс разрушения заключается в зарождении усталостной трещины, как правило, на поверхности и постепенном ее развитии вглубь изделия. Из рассмотренного выше следует, что прочность конструкции определяется комплексом механических свойств материала, технологией упрочнения, а также характером самой конструкции и условиями эксплуатации.

Все рассмотренные характеристики структурно-чувствительны, и поэтому путь повышения эксплуатационных свойств связывают с разработкой таких упрочняющих технологий, которые привели бы к созданию оптимальных структур сплавов, обеспечивающих требуемый уровень надежности и долговечности конструкций. Формирование оптимального структурного состояния металлических материалов, обеспечивающего высокий уровень надежности и долговечности изделий, наиболее полно реализуется на основе применения принципов дислокационной теории упрочнения [2].

Анализ существующих дислокационных теорий прочности и механизмов упрочнения показал, что согласно современной дислокационной теории основными механизмами упрочнения, обеспечивающими повышение напряжения пластического течения, являются упрочнение растворенными атомами внедрения или замещения, дислокациями, границами зерен и субзерен, дисперсными частицами. Упрочнение реальных металлов определяется совокупным действием всех или некоторых из перечисленных механизмов [2]:

$\sigma_T = \sum \sigma_i = \sigma_0 + \Delta\sigma_{m.p.} + \Delta\sigma_\delta + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_{d.y.}$ , где  $\sigma_0$  – напряжение трения кристаллической решетки (сила Пайерлса-Набарро);  $\Delta\sigma_{m.p.}$  – прирост предела текучести за счет твердорастворного упрочнения;  $\Delta\sigma_\delta$  – прирост предела текучести за счет дислокационного (деформационного) упрочнения;  $\Delta\sigma_z$  – прирост предела текучести за счет зернограницного упрочнения;  $\Delta\sigma_c$  – прирост предела текучести за счет субструктурного упрочнения;  $\Delta\sigma_{d.y.}$  – прирост предела текучести за счет дисперсионного упрочнения.

Анализ влияния структурных факторов на характеристики конструкционной прочности показал, что наиболее благоприятными механизмами, обеспечивающими сочетание высокой прочности с достаточным запасом пластичности, являются зернограничное упрочнение  $\sigma_z$ , твердорастворное упрочнение  $\sigma_{т.р.}$  (если легирующие элементы измельчают зерно) и субструктурное упрочнение  $\sigma_c$ . Увеличение плотности неорганизованных дислокаций ( $\sigma_{д.}$ ), повышая прочность, в наибольшей степени снижает вязкость разрушения. Дисперсионное упрочнение ( $\sigma_{д.у.}$ ) эффективно повышает прочностные характеристики, при этом отрицательное влияние частиц на характеристики вязкости разрушения можно минимизировать путем регулирования параметров структуры технологическими методами.

На основе реализации тех или иных механизмов упрочнения путем целенаправленного формирования структуры можно получить требуемые характеристики конструкционной прочности для деталей, работающих в конкретных условиях эксплуатации. Используя различные технологические комбинации, можно задействовать максимальное количество упрочняющих механизмов и формировать структуру с высокими и сверхвысокими физико-механическими свойствами [3]. В таблице 1 приведены технологические пути реализации основных упрочняющих механизмов.

Анализ современных методов упрочнения показывает, что наибольшее количество упрочняющих механизмов задействовано при лазерной обработке с оплавлением поверхности. Это дислокационный, твердорастворный, зернограничный и субструктурный механизмы. Однако расчеты [4], показывают, что наибольший вклад в общий уровень упрочнения вносит дисперсионный механизм, в особенности когерентными с матрицей частицами нитридов легирующих элементов. Такой механизм можно реализовать азотированием, если предварительно провести лазерное легирование нитридообразующими элементами.

Одновременно, нагрев при азотировании до температуры 540°C снимает неблагоприятные растягивающие напряжения, возникающие на границе с основной после лазерного воздействия, приводит к полигонизации дислокаций с образованием ячеистой субструктуры и, в отличие от других видов химико-термической обработки, не приводит к деформации изделия, сохраняя структуру сердцевины без изменений.

Важным преимуществом поверхности с нитридным упрочнением является ее высокая теплостойкость (до 600°C), что актуально для изделий, работающих при повышенных температурах или в условиях изнашивания на высоких скоростях, в то время как мартенситные структуры, получаемые при традиционной термообработке (закалке и отпуске), распадаются с потерей прочности уже при 250°C.



Таблица 1

**Основные упрочняющие механизмы и технологические пути их реализации**

	Механизм упрочнения	Структурный параметр	Технологические пути реализации
1	Дислокационный	Плотность дислокаций $\rho$ , см <sup>-2</sup> , $\Delta\sigma_d = f(\rho)$	Пластическое деформирование, в особенности с применением ультразвука, закалка на мартенсит, лазерная термическая и химико-термическая обработка
2	Твердорастворный–элементами замещения или элементами внедрения	Концентрация элемента $C$ , % $\Delta\sigma_{т.р.} = f(C)$	1. Объемное легирование в процессе выплавки; поверхностное лазерное легирование; 2. ХТО: азотирование, цементация, нитроцементация; создание азотсодержащих сталей
3	Зернограничный	Размер зерна $d_z$ , мкм $\Delta\sigma_z = f(d_z)$	Микролегирование нитридо- и карбидообразующими элементами; пластическая деформация с последующей рекристаллизацией, лазерная обработка с оплавлением
4	Субструктурный	Размер субзерна или ячейки, $l$ , мкм $\Delta\sigma_{с/я} = f(l)$	Пластическое деформирование с $\epsilon \geq 15-20$ %, в особенности с применением ультразвука и при термомеханической обработке, лазерная обработка с высокой плотностью мощности излучения
5	Дисперсионный: - когерентными частицами - некогерентными частицами	1. Для когерентных частиц объемная доля $f$ , $\Delta\sigma_{д.у.} = f(f)$ ; 2. Для некогерентных частиц размер частиц $D$ и расстояние между ними $\lambda$ , $\Delta\sigma_{д.у.} = f(\lambda, D)$	1. Создание дисперсионно-твердеющих сплавов, упрочняемых старением; 2. Азотирование, цементация, окисление; создание композиционных материалов методом порошковой металлургии
6	Микронапряжения	Относительное изменение параметра решетки $\Delta a/a$ , $\Delta\sigma_n = f(\Delta a/a)$	Пластическое деформирование, лазерная термическая и химико-термическая обработка

Таким образом, комбинация двух взаимодополняющих и повышающих эффективность друг друга технологий, заключающаяся в лазерном легировании (ЛЛ) углеродистых сталей нитридообразующими элементами с последующим азотированием, позволяет задействовать максимально возможное количество упрочняющих механизмов и

целенаправленно создать структуру, способную эффективно противостоять изнашиванию и усталости.

Целью работы является исследование влияния лазерного легирования поверхности нитридообразующими элементами и последующего азотирования на структуру, твердость, износостойкость и трещиностойкость конструкционных сталей.

### **Материалы и методика проведения эксперимента**

Обработке подвергали углеродистые конструкционные стали элементами V, Cr, Mo, Al и др. с использованием лазерного излучения как в импульсном режиме на установке «Квант-16» с мощностью излучения 24 Дж, так и в непрерывном режиме на установке ЛОК-2М с мощностью 1 кВт при скорости перемещения луча от 2 до 30 мм/с из обмазки, состоящей из порошка насыщающего элемента и органического связующего. Легирование проводили как с перекрытием зон лазерного воздействия, так и с 50%-м заполнением поверхности. Азотирование проводили в атмосфере аммиака при температуре 540...570°C в течение 3...6 часов. Металлографические исследования проводили на микроскопе НЕОРНОТ-21 с увеличением до  $\times 1500$ . Концентрацию и распределение легирующих элементов и азота в упроченной зоне исследовали на микрорентгеноспектральном анализаторе «Link-system», а фазовый состав – на установке ДРОН-3. Микротвердость измеряли на твердомере ПМТ-3. Испытания на износостойкость проводили на установке для исследования трибологических свойств по схеме «ролик-колодка» в условиях сухого трения с определением стабилизированного коэффициента трения. Испытания на трещиностойкость при малоцикловом нагружении проводились на установке ЗД-10, а при многоцикловом – на установке УРС-20/30000 конструкции Сибирского металлургического института. Фрактографические исследования проводили на электронном микроскопе «Jeol-U3».

### **Обсуждение результатов исследований**

С целью реализации максимально возможного числа упрочняющих механизмов при выборе материала матрицы, типа легирующих элементов и технологических параметров лазерного легирования и последующего азотирования необходимо, чтобы легирующие элементы были нитридообразующими, обладали высоким сродством к азоту, увеличивали растворимость азота в феррите. С учетом этих требований в качестве легирующих элементов выбраны V, Cr, Mo и Al. Оптимальная концентрация их в зоне легирования определялась в зависимости от способности влиять на растворимость азота в феррите и от способности к

равномерному распределению в железной матрице при лазерном легировании (рис. 1).

Толщина легированной зоны определяется максимально возможной толщиной азотированного слоя, которая в большинстве случаев для легированных сталей не превышает 600 мкм (рис. 2).

В качестве матричного материала предпочтительны стали с содержанием углерода 0,2-0,3%. При большем содержании углерода эффективность комбинированной технологии несколько снижается, так как легирующие элементы частично связываются в карбиды, некогерентные с ферритной матрицей и в образовании нитридов участия не принимают.

Проведенные исследования влияния параметров лазерного легирования позволили установить оптимальные технологические режимы как импульсного, так и непрерывного излучения, при которых удовлетворяются перечисленные выше требования.

Металлографическим, рентгеноструктурным и микрорентгеноспектральным анализом установлено, что при оптимальных технологических режимах в зоне лазерного легирования ванадием, хромом и алюминием формируется структура легированного феррита с чрезвычайно мелким зерном 2...5 мкм (рис. 3), что приводит к увеличению микротвердости примерно до 6000 МПа. При легировании молибденом в структуре возможно выделение интерметаллидных фаз, повышающих микротвердость упрочненного слоя до 11000 МПа. После азотирования при  $T=540^{\circ}\text{C}$  в течение 3 часов лазернолегированной поверхности V, Cr и Mo, в упрочненном слое формируется, как правило, однофазная структура  $\alpha$ -твердого раствора, легированного азотом, без включений частиц нитридов.

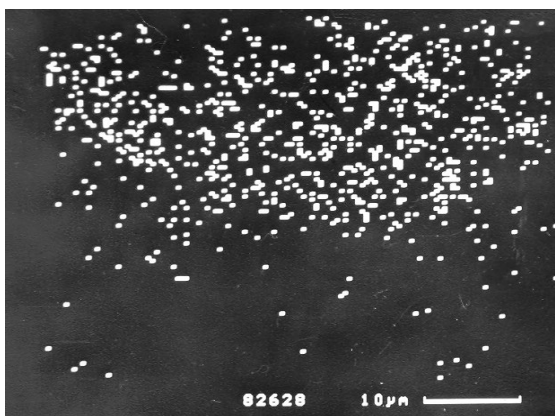


Рисунок 1 – Распределение ванадия в зоне лазерного легирования

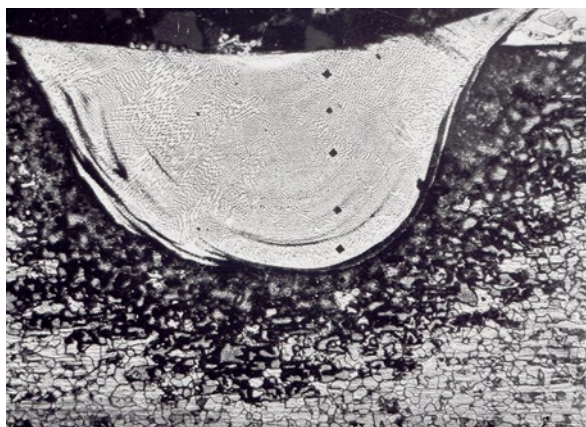


Рисунок 2 – Микроструктура стали 20 после лазерного легирования хромом,

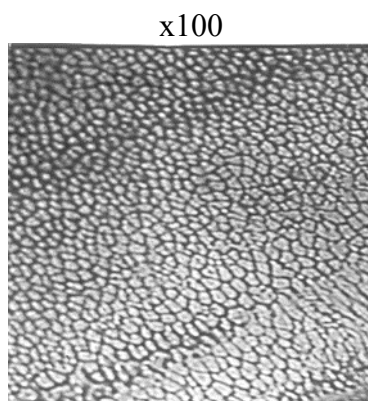


Рисунок 3 – Микроструктура стали 20 после лазерного легирования хромом,  
x1000

В зонах, легированных Al, образуется двухфазная структура  $\alpha + \gamma'$ - фаза  $(Fe,Al)_4N$ . Такая обработка обеспечивает существенное повышение микротвердости: ЛЛ(Al) + N до 21000 МПа, ЛЛ(V) + N до 18500 МПа, ЛЛ(Cr) + N до 18000 МПа; ЛЛ(Mo) + N до 12000 МПа. Повышение твердости объясняется тем, что после азотирования дополнительно включается механизм твердорастворного упрочнения азотом. При азотировании сталей, лазернолегированных алюминием микротвердость максимальна, так как в этом случае механизм повышения прочности сочетает в себе компоненты как твердорастворного, так и дисперсионного упрочнения  $\gamma'$ -фазой  $(Fe,Al)_4N$ .

Увеличение продолжительности процесса азотирования до 6 часов или проведение старения приводит к выделению нитридов легирующих элементов полностью или частично когерентных с матрицей и, как следствие, к дополнительному повышению твердости (рис. 4). Экспериментально установлено, что максимальный уровень упрочнения достигается после старения при температуре 250°C в течение 0,5...1 ч за счет выделения дисперсных частиц оптимальной степени когерентности.

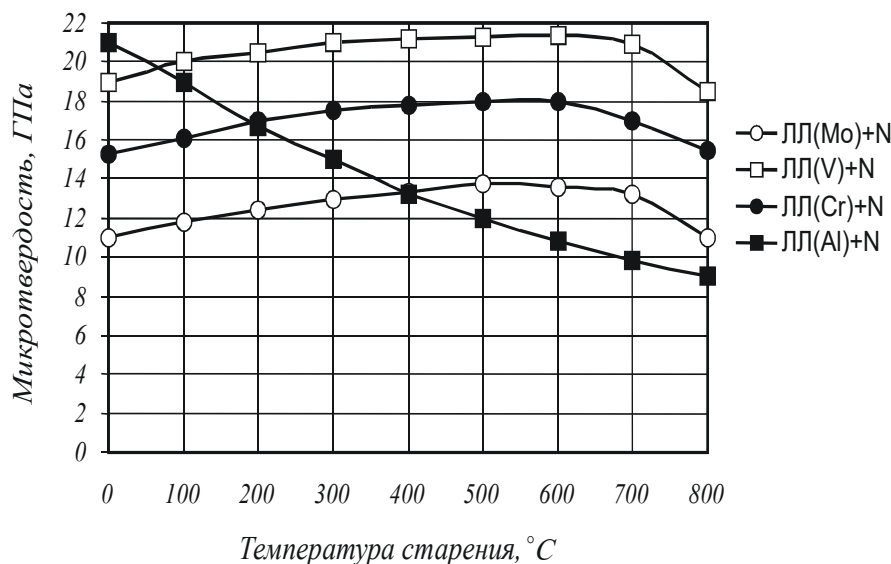


Рисунок 4 – Влияние температуры старения на микротвердость стали 20 после комбинированной обработки

Расчеты показывают, что наиболее существенный вклад вносят два механизма: твердорастворный – азотом и дисперсионный – частицами нитридов легирующих элементов. Вклад твердорастворного упрочнения азотом особенно высок в сплавах Fe-Cr, что объясняется сильным влиянием хрома на повышение растворимости азота в феррите.

Доля твердорастворного упрочнения легирующим элементом очень незначительна: не более 5%. Зернограничное упрочнение значительно в сплавах Fe-Mo (7...10%) по сравнению с другими сплавами, что объясняется более мелкозернистой структурой. Вклад дислокационного упрочнения, также, как и зернограничного, существенно уменьшается после азотирования до 1...6%.

Роль дисперсионного упрочнения при комбинированной обработке максимальна. Она тем больше, чем выше термодинамическая стабильность нитрида (в ряду  $Mo_2N \rightarrow Cr_2N \rightarrow VN$ ), при упрочнении нитридами ванадия его вклад достигает 83%. Причем уровень упрочнения когерентными частицами существенно выше, чем некогерентными.

Поэтому для достижения максимального уровня упрочнения следует обеспечить формирование структуры с дисперсными частицами нитридов легирующих элементов, находящихся в оптимальной степени когерентности с матрицей, что регулируется путем оптимизации технологических параметров комбинированной обработки на каждой ее стадии. Комбинированная обработка позволяет повысить целый комплекс показателей конструкционной прочности.

Испытания на износ показали, что износостойкость стали 20 после комбинированной обработки в 15 раз выше, чем износостойкость нормализованной стали 20, и в 1,5...3 раза выше, чем износостойкость азотированного нитралоя 38X2МЮА. Высокие показатели

износостойкости объясняются не только высокой твердостью поверхностного слоя, но и формированием на поверхности рельефа по типу Шарпи, что существенно снижает коэффициент трения. Наилучшие результаты достигаются легированием алюминием, ванадием и хромом с последующим азотированием (рис. 5).

Циклические испытания в условиях *многоциклового нагружения* с частотой 200 Гц образцов, подвергнутых лазерной обработке, показали снижение скорости роста усталостной трещины и увеличение порогового значения коэффициента интенсивности напряжений, ниже которого трещина не развивается. Последующее азотирование еще больше сдвигает кинетические диаграммы усталостного разрушения вправо.

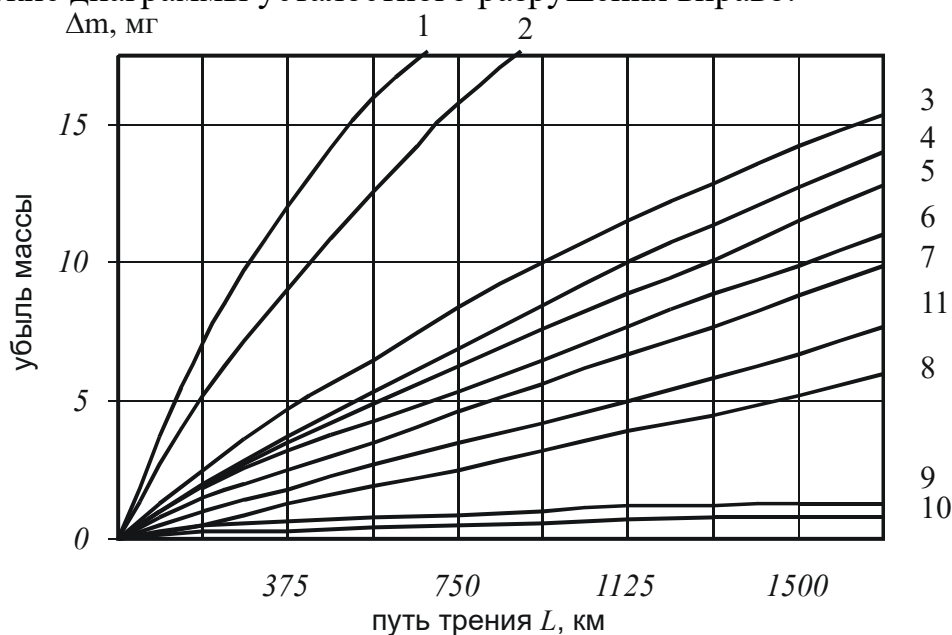


Рисунок 5 – Износ стали 20 после: 1 – нормализации, 2 – азотирования, 3 – ЛЛ(Al), 4 – ЛЛ(Cr), 5 – ЛЛ(V), 6 – ЛЛ(Mo), 7 – ЛЛ(Mo)+N, 8 – ЛЛ(Cr)+N, 9 – ЛЛ(V)+N, 10 – ЛЛ(Al)+N, 11 – сталь 38X2МЮА после азотирования

Испытания в условиях *малоциклового нагружения* частотой 0,1 Гц при нанесении на стальную поверхность лазерных «дорожек» с перекрытием скорость роста усталостной трещины увеличивается, последующее азотирование улучшает эту характеристику до уровня исходного образца. При нанесении лазерных «дорожек» без перекрытия с последующим азотированием трещиностойкость малоуглеродистых сталей увеличивается в 1,5 раза. Кинетические диаграммы в этом случае имеют непривычный вид (рис. 6), который, однако, полностью отвечает внутренним механизмам усталостного разрушения таких гетерофазных образцов. Наблюдается нестабильный рост трещины, ускорения которой чередуются с периодическим торможением. Наилучшие результаты при многоцикловом нагружении достигаются легированием молибденом, а при малоцикловом – ванадием и хромом.

Фрактографическими исследованиями установлено, что в изломе сталей, упрочненных по комбинированной технологии ЛЛ+N, наблюдаются вязкие составляющие (рис. 7,б), тогда как после лазерного легирования изломы стали 20 имеют явно выраженный хрупкий характер (рис. 7,а), что обусловлено значительным вкладом дислокационного механизма в общий уровень упрочнения.

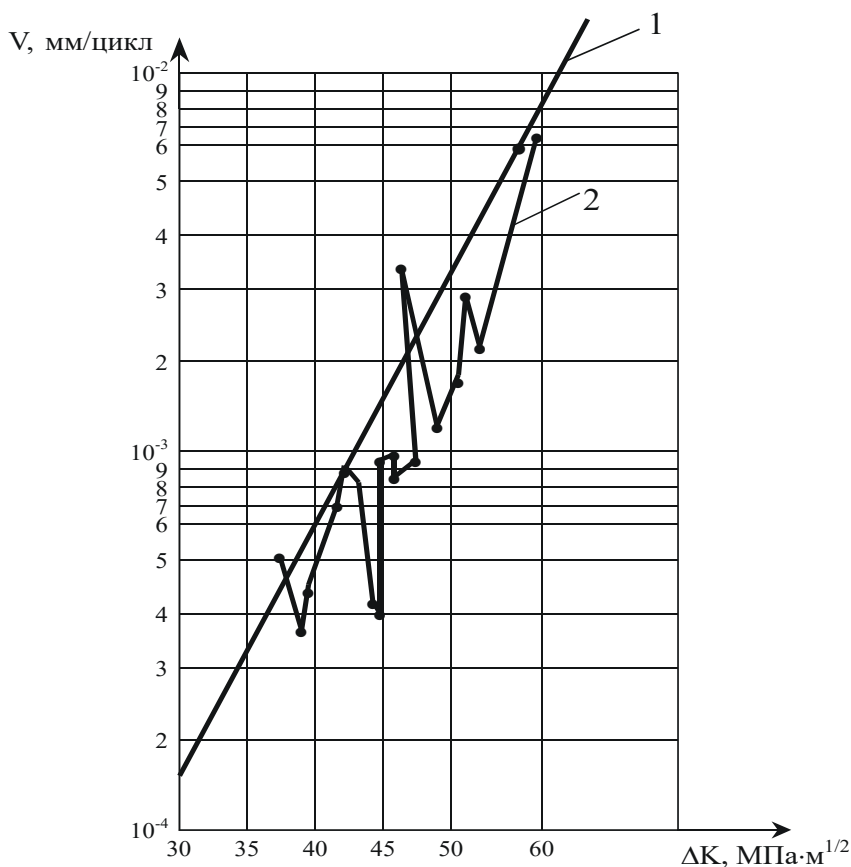


Рисунок 6 – Кинетические диаграммы усталостного разрушения при циклическом нагружении с частотой 0,1 Гц стали 20 после: 1 – нормализации; 2 – ЛЛ(V)+N, лазерные дорожки нанесены без перекрытия

При лазерном легировании и последующем азотировании на поверхности стали формируется структура, упрочненная дисперсными частицами нитридов легирующих элементов, затрудняющая зарождение трещины и способствующая эффективному её торможению, особенно на ранней стадии роста, а вклад дислокационного механизма упрочнения существенно уменьшается.

Таким образом, на основе экспериментальных исследований влияния режимов каждого этапа комбинированного технологического процесса и проведенных испытаний образцов на износостойкость, трещиностойкость определены технологические режимы, которые позволяют повысить в 1,5-1,8 раза срок службы изделий, работающих в условиях интенсивного изнашивания, динамических и циклических

нагрузок при повышенных температурах (валы, шестерни инструмент, матрицы, пуансоны для холодного и горячего деформирования, шпиндели опор качения, ходовые винты, гильзы, детали суппортной группы и т.д.).

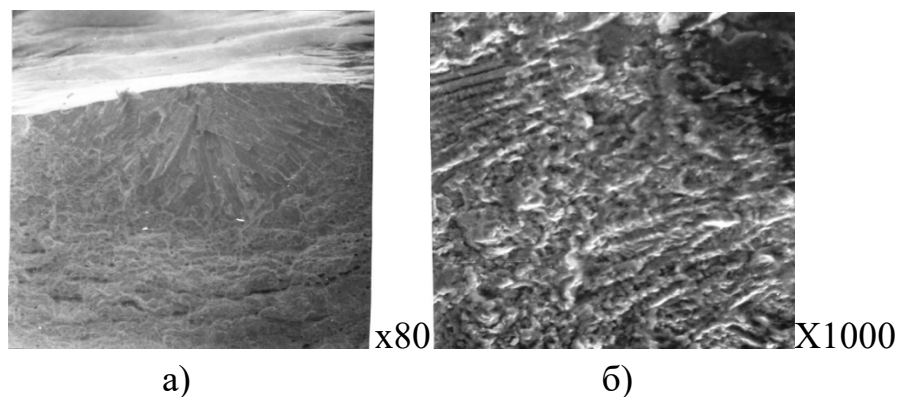


Рисунок 7 – Фрактограммы усталостного разрушения стали 20 после: а -ЛЛ(V) и б- ЛЛ(V)+N

### Заключение

1. Предложена комбинация двух взаимодополняющих и повышающих эффективность друг друга технологий, заключающаяся в лазерном легировании (ЛЛ) углеродистых сталей нитридообразующими элементами с последующим азотированием, которая позволяет задействовать максимально возможное количество упрочняющих механизмов и целенаправленно создать структуру, способную эффективно противостоять изнашиванию и усталости.

2. При лазерном легировании формируется мелкозернистая структура легированного феррита с равномерным распределением V, Cr и Al, что приводит к увеличению микротвердости примерно до 6000 МПа. При легировании молибденом в структуре возможно выделение интерметаллидных фаз, повышающих микротвердость упрочненного слоя до 11000 МПа.

3. Азотирование при  $T=540^{\circ}\text{C}$  в течение 3 часов повышает микротвердость легированного слоя: ЛЛ(Al) + N до 21000 МПа, ЛЛ(V) + N до 18500 МПа, ЛЛ(Cr) + N до 18000 МПа; ЛЛ(Mo)+N до 12000 МПа. Увеличение продолжительности процесса азотирования до 6 часов или проведение старения приводит к еще большему повышению твердости за счет выделения дисперсных частиц оптимальной степени когерентности.

4. Показано, что износостойкость стали 20 после комбинированной обработки в 15 раз выше, чем износостойкость нормализованной стали 20, и в 1,5...3 раза выше, чем износостойкость азотированного нитралля 38Х2МЮА. Высокие показатели износостойкости объясняются высокой твердостью поверхностного слоя и формированием рельефа поверхности по типу Шарпи, что снижает



коэффициент трения. Наилучшие результаты достигаются легированием алюминием, ванадием и хромом с последующим азотированием.

5. Испытания при мало- и многоцикловом нагружении образцов после лазерного легирования перекрывающимися «дорожками» с последующим азотированием показали снижение скорости роста усталостной трещины и увеличение порогового значения коэффициента интенсивности напряжений, ниже которого трещина не развивается. При нанесении лазерных «дорожек» без перекрытия с последующим азотированием трещиностойкость малоуглеродистых сталей увеличивается в 1,5 раза.

### **Литература**

1. *Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.* Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
2. *Тушинский Л.И.* Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990. – 306 с.
3. *Чудина О.В.* Технологические пути повышения механических свойств сталей на основе структурной теории прочности // *Технология металлов.* – 2003. № 6. С. 16-23.
4. *Чудина О.В., Петрова Л.Г., Боровская Т.М.* Механизмы упрочнения железа при лазерном легировании и азотировании // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2002. № 4. С. 20-26.

УДК.621.791.75

## К классификации периодических структур сварных швов, образованных при сварке металлов плавлением

В.Я. Шнеерсон

[42vlad@Rambler.ru](mailto:42vlad@Rambler.ru)

**Аннотация.** В статье предложена классификация периодических структур сварных швов мелкого и крупного масштаба; в соответствии с механизмом формирования структуры мелкого масштаба могут быть трех типов, а структуры крупного масштаба (типа структур «Humping») могут быть разделены на четыре типа; рассмотрен механизм образования одного из самых главных видов структур мелкого масштаба – слоистой неоднородности сварных швов; предложены механизмы формирования структур крупного масштаба – структур «Humping» и периодических прожогов; в работе получены соотношения для оценки основных размеров структур

**Ключевые слова:** периодические структуры сварных швов; механизм образования структур; классификация структур; размеры структур

**Annotation.** In the paper, the author offers the classification of small-scale and large-scale weld periodic structures. Depending on the formation mechanism, small-scale periodic structures can be of three types, and large-scale structures (such as “Humping” structures) can be divided into four types. The paper examines the formation mechanism of one of the most important types of the small-scale structures – weld layered inhomogeneity. The author offers the formation mechanisms of the “Humping” structures and periodic burns-through and obtains correlations for evaluating the main dimensions of structures.

**Key words:** weld periodic structures; mechanism of structure formation; classification of structures; dimensions of structures.

### Введение

Сварку металлов плавлением можно рассматривать как процесс преобразования однородной структуры исходного металла в периодические структуры сварного шва, т.е. сварные швы, в целом, представляют собой различного вида периодические структуры. Эти структуры характеризуются механизмом образования, размерами, формой, местом образования в процессе сварки и др. показателями. В зависимости от величины шага периодичности (расстояния между одноименными элементами структуры) периодические структуры можно разделить на две группы: периодические структуры мелкого масштаба с шагом периодичности в доли миллиметра (рис. 1, 2) и периодические структуры крупного масштаба, у которых шаг периодичности более миллиметра (рис. 3, 4). К первой группе периодических структур можно отнести структуры, которые образуют чешуйчатость поверхности шва, его рельеф, а также структуры, формирующие внутреннее строение шва и его слоистую неоднородность [1-3]. Вторую группу периодических структур сварных швов составляют структуры, образованные при

возникновении таких дефектов формирования сварных швов, как различные виды периодических дефектов шва типа «Humping» и структуры периодического прожога [4-9]. К этой группе структур можно отнести: «пилообразный» шов – дефект шва, образующийся при сварке торцовых и отбортованных соединений, при котором на поверхности сварного шва располагаются периодические структуры в виде структур типа ундулоидов (рис. 3, фото 2); периодический прожог – дефект шва, образующийся при сварке стыковых соединений металлов малых толщин, представляющий собой периодическую последовательность сквозных отверстий округлой и продолговатой формы (рис. 3); структуры типа «Humping» – структуры сложной формы с превышениями и впадинами сварного шва (так называемый «горбообразный» шов), образующиеся при сварке стыковых и угловых соединений металлов средних и больших толщин (рис. 4).

Рельеф поверхности сварного шва в общем случае может представлять собой совокупность нескольких типов периодических структур крупного и мелкого масштаба. В режиме нормального формирования шва рельеф поверхности шва и его внутреннее строение – это совокупность периодических структур мелкого масштаба.

В настоящее время отсутствует классификация периодических структур, связанная с механизмом их образования, т.к. не до конца ясны механизмы формирования этих структур. Раскрыв механизмы формирования периодических структур сварных швов, можно глубже понять механизм формирования и самого шва, при этом расширятся возможности для влияния на химическую неоднородность шва, на условия появления трещин, пор и других дефектов, ухудшающих качество шва.

Структуры мелкого масштаба изучались во многих работах, некоторые из которых представлены в списке литературы. В фундаментальной работе Nakane, K. [3 и других его работах] были глубоко исследованы различные типы периодических структур мелкого масштаба, формирующих рельеф оплавленной поверхности пластин. В статье [3] представлены результаты изучения этих структур, образованных при оплавлении аргонодуговой горелкой плоскости пластин толщиной 2,0 мм, изготовленных из аустенитной стали марки SUS304 и технического алюминия. В этих исследованиях было установлено, что при оплавлении плоскости пластин образуются два основных вида структур мелкого масштаба (Full Makrorippling, Full Mikrorippling) и два вида переходных структур, связанных с первыми двумя (Partial Makrorippling, Mikrorippling), которые отличаются частотой образования. Было установлено, что частота образования структур находится в пределах от нескольких единиц до нескольких сотен структур в секунду. Были обнаружены и структуры с частотой образования до

нескольких тысяч структур в секунду. Образование структур типа Mikrorippling связывалось с влиянием источника питания дуги, а образование структур типа Makrorippling связывалось с неустойчивостью сварочной дуги и влиянием электромагнитных сил дуги. Было показано, что имеется связь между чешуйчатостью сварного шва и его слоистым строением. Структуры типа Mikrorippling были обнаружены и в кратере сварочной ванны. В основе предложенной в этой работе классификации структур лежит различие в частоте их образования, что не однозначно связано с механизмом образования структур, местом их формирования и др. признаками структур. Кроме этого, эта классификация не охватывает и другие виды структур, образующих рельеф поверхности швов и их структуру.

Основное внимание при изучении структур этой группы в работах других авторов уделялось самому важному виду периодических структур мелкого масштаба – слоистой неоднородности сварных швов. Наиболее распространенная сейчас точка зрения считает главной причиной слоистого строения шва периодические процессы, происходящие при кристаллизации сварочной ванны [10,11]. Указываются и другие возможные механизмы образования чешуйчатой поверхности шва (эффект Марангони, периодические колебания поверхности расплава ванны, периодические колебания энергии источника нагрева, колебания поверхности расплава под действием внешних факторов и др.), которые рассмотрены в работах [12-18] и др. работах. В работе [2] и др. работах автора рассматривается и гидродинамическая природа формирования слоистой структуры шва.

Можно признать, что пока не до конца ясны механизмы образования структур мелкого масштаба, а их классификация требует уточнения.

Этот же вывод относится и к периодическим структурам крупного масштаба – периодическим прожогам и структурам «Humping». Важность изучения таких структур заключается в том, что их формирование непосредственно связано с режимом нормального формирования швов. Поэтому, зная механизмы образования этих структур, можно определить режимы сварки, обеспечивающие получение швов с заданными геометрическими размерами, расширить область нормального формирования швов и рационально выбрать факторы процесса сварки. В представленной работе рассмотрены механизмы образования периодических структур крупного масштаба – «пилообразного» шва, структур типа «Humping» и периодических прожогов.

Структурам «Humping» (включая структуры типа «пилообразного» шва) посвящено большое количество работ. В первых из них [4, 1968 г., Bradstreet, В. J.; 15, 1965 г., Ковалев И. М.] и других работах на эту тему были предложены различные механизмы появления таких дефектов. Некоторые авторы считают, что эти структуры появляются

преимущественно за счет действия термокапиллярных сил (эффект Marangoni), мнение других авторов – дефект этого вида образуется за счет потери устойчивости определенного объема жидкой ванны или сварочной дуги, имеются и другие точки зрения. Детальный обзор этих структур проведен в работах [19-22 и др.].

В настоящее время структуры «Humping» делятся на два типа [21]: структуры типа GRM (рис. 4, фото 2) и структуры типа BCM (рис. 4, фото 3). Согласно этой классификации, структуры отличаются местом образования в сварочной ванне и механизмом формирования. Однако, из наших опытов следует [5-7], что эти оба типа структур зарождаются преимущественно на передней стенке кратера ванны. Их основой являются исходные структуры, образующиеся на передней стенке кратера ванны. Кроме этого, эти группы структур, должны быть разделены на подгруппы, отличающиеся механизмом формирования. Т.е. основные признаки существующей классификации структур «Humping» не полностью отвечают результатам проведенных нами опытов.

Внимание исследователей при изучении прожогов было привлечено, в основном, к одиночным прожогам, образующихся при малых скоростях сварки, преимущественно при ручной сварке. Однако, при механизированных видах сварки наиболее распространенным видом прожогов является периодический прожог, механизм образования которого отличается от механизма образования одиночных прожогов [8,9] и требуются систематические исследования этого вида прожогов.

Одной из целей настоящей публикации является систематизация сведений о периодических структурах сварных швов, образующихся при сварке металлов плавлением.

Необходимо отметить, что, хотя объем проведенных экспериментов был относительно небольшим, но, вместе с тем, он позволил наметить новые подходы к определению особенностей образования периодических структур сварных швов. Для получения количественных соотношений в более широком диапазоне факторов, чем в проведенных работах, а также выявления особенностей формирования структур и при сварке пластин требуется проведение дополнительных исследований, которые бы учли влияние качества сборки деталей под сварку, влияние свойств различных источников нагрева и др. факторы.

**Цель проведенных работ** – предложить классификацию периодических структур сварных швов мелкого и крупного масштаба, определить размеры некоторых видов структур, рассмотреть механизм формирования важнейшей периодической структуры мелкого масштаба – слоистой неоднородности сварного шва, механизмы формирования некоторых видов периодических структур крупного масштаба – структур «Humping» и периодического прожога, а также определить отдельные параметры этих структур.

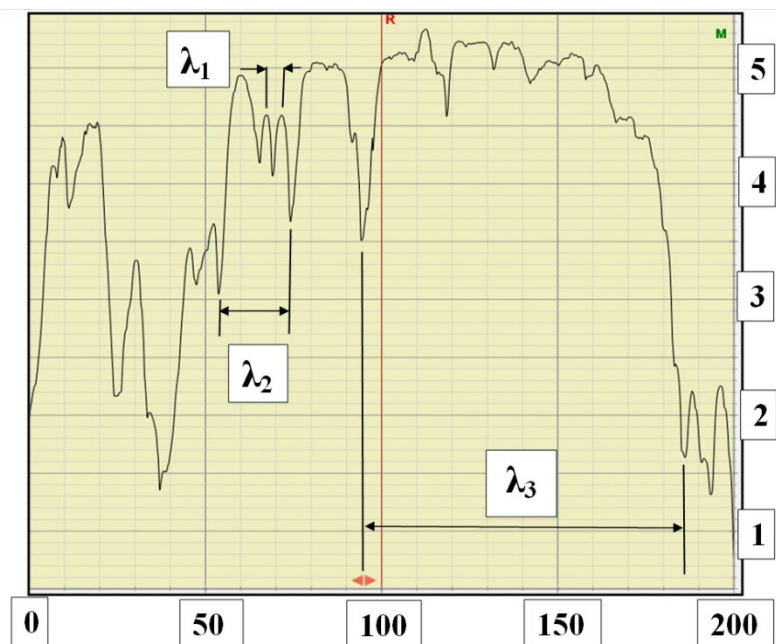


Рисунок 1 – Профиль оплавленного слоя низкоуглеродистой стали толщиной 6 мм (оплавление аргонодуговой горелкой; ток – 250 А; скорость оплавления – 0,3 см/с; одна «большая» структура третьего вида с шагом периодичности  $\lambda_3$  порядка 80  $\mu\text{м}$  и высотой структуры 4  $\mu\text{м}$  со структурами второго вида с шагом периодичности  $\lambda_2$  порядка 25  $\mu\text{м}$  и высотой 1,5  $\mu\text{м}$  и структурами первого вида с шагом периодичности  $\lambda_1$  порядка 5  $\mu\text{м}$  и высотой 0,5  $\mu\text{м}$ ; размеры на осях графике даны в микронах; размеры структур весьма условны, как это следует из графика, и приведены только для сопоставления)

### Методика проведения экспериментов

В первой части работы исследовались структуры мелкого масштаба [2], при этом изучался рельеф поверхности (шаг периодичности структур и их высота) задней стенки кратера ванны и прилегающей к кратеру оплавленной поверхности пластин. Для изучения рельефа применялись микроскопы марки OLYMPUS BX60, OLIMPUS SZx12 и др. Кроме микроскопов, для определения геометрических характеристик структур мелкого масштаба использовался также прибор для измерения неровностей поверхности типа «Dektak -150».

В этой части работы использовалась механизированная установка аргонодуговой сварки со стандартным источником питания дуги постоянного тока при прямой полярности дуги и стандартная горелка для аргонодуговой сварки. В опытах оплавлялись пластины из низкоуглеродистой стали толщиной 2 мм и 6 мм и нержавеющей стали типа X18H9T толщиной 2,0 мм и 4,0 мм. Пластины оплавлялись «на весу», т.е. при отсутствии подложки снизу образца. В первой части опытов задавались режимы оплавления, при которых обеспечивался режим нормального формирования (при этих режимах отсутствовали структуры типа «Humping» и прожоги). Скорости перемещения пластин находились

в диапазоне от 0,3 см/с до 3,0 см/с, а значения тока находились в диапазоне токов от 50 А до 550 А; расстояние от электрода до плоскости образца 1,0–1,5 мм, угол заточки электрода – примерно 20°; притупление электрода отсутствовало; диаметр сопла горелки – 10 мм; расход аргона – 10 л/мин. Размеры пластин равнялись (в основном) 100x100 мм.

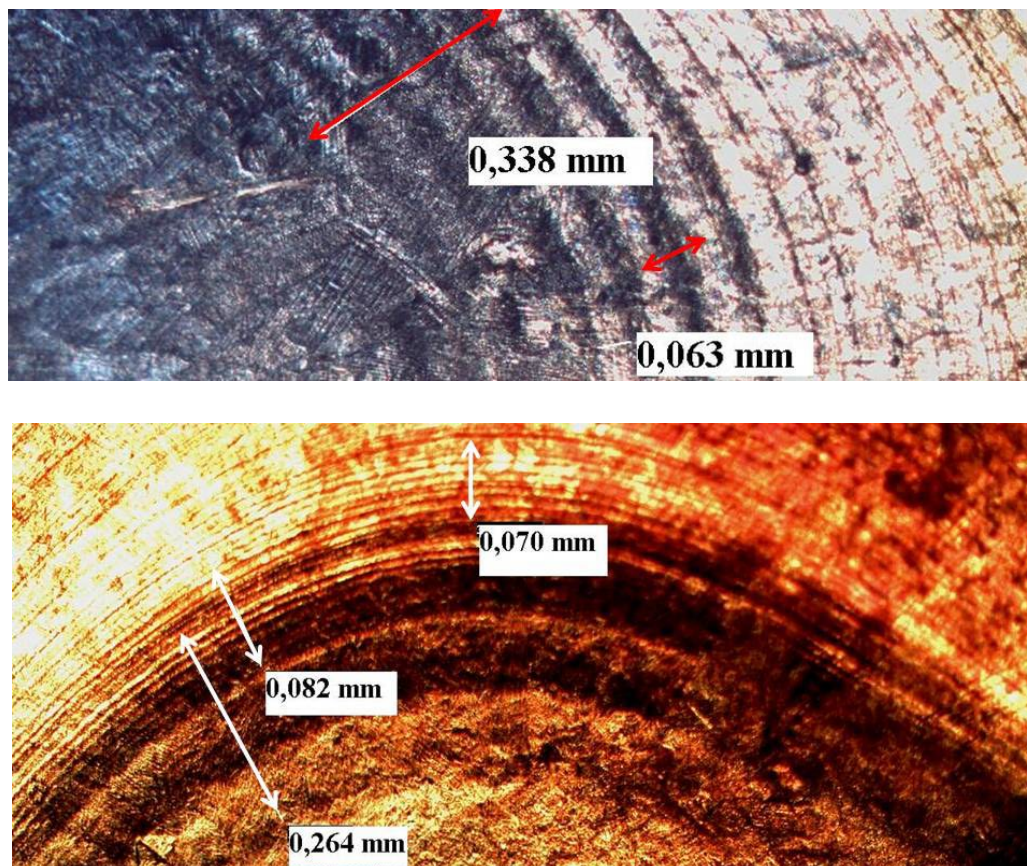


Рисунок 2 – Совокупность двух видов периодических структур мелкого масштаба при оплавлении плоскости пластин: (верхнее фото: сталь низкоуглеродистая толщиной 6 мм; ток дуги 150 А; скорость перемещения 0,7 см/с; слева – поверхность кратера, справа – оплавленная поверхность пластины; в центре – задняя стенка кратера; нижнее фото: сталь типа Х18Н9Т толщиной 4 мм; ток дуги 150 А; скорость перемещения 0,3 см/с; в нижней части фото – поверхность кратера, в верхней части фото – оплавленная поверхность; в центре фото – задняя стенка кратера; на фото представлены структуры двух видов: второго вида с шагом периодичности порядка (20-70) мкм и высотой структур (1-2) мкм, на которых расположены более мелкие структуры первого вида с шагом периодичности порядка (5-10) мкм и высотой (0,2 – 0,5) мкм; фактические размеры структур несколько отличаются от указанных на фото, т.к. структуры расположены на склоне задней стенке кратера)

**Во второй части работы** изучались периодические структуры крупного масштаба типа «Humping» [5-7]. Эта часть работы состояла из двух этапов. Образование структур фиксировалось при изменении тока дуги при заданной скорости оплавления и толщине пластин.

Формирование структур «Humping» связано с геометрическими характеристиками сварочной ванны и усилиями, действующими на расплав ванны. Поэтому в опытах измерялись размеры кратера ванны, оценивалась площадь поперечного сечения оплавленного слоя; при формировании структур «Humping» определялся шаг периодичности структур, их длина, максимальный размер поперечного сечения структуры, высота структуры и глубина проплавления. Последний размер в режиме формирования структур «Humping» оценивался по глубине впадины в структурах «Humping». Геометрические размеры структур крупного масштаба и размеры оплавленного слоя в опытах определялись с использованием стандартных измерительных приборов. В опытах также обращалось внимание на структуры, формирующиеся в кратерах ванн.

*На первом этапе* этой части работы изучалось формирование структур «Humping» типа «пилообразного» шва. При этом оплавлялся плазменной горелкой торец пластин толщиной от 0,5 мм до 1,5 мм [5]. Размеры пластин в опытах равнялись 30х300 мм. Пластины были изготовлены из низкоуглеродистой стали, нержавеющей стали типа Х18Н9Т, титана и меди. В опытах использовалась механизированная установка плазменной сварки. Плазмообразующим газом в горелке служил аргон, а защитным – двуокись углерода. Опыты проводились при изменении сжатия дуги, скорости оплавления (она находилась в пределах от 0,3 см/с до 4,5 см/с), полярности дуги, расхода плазмообразующего газа и др. факторов.

*На втором этапе* образование структур «Humping» исследовалось при оплавлении плоскости пластин аргонодуговой горелкой [6,7]. Для проведения опытов этого этапа использовалась та же установка, что и в первой части работы. Скорость оплавления находилась в пределах от 0,3 см/с до 3,0 см/с.

**В третьей части работы, состоящей из трех этапов, изучались структуры периодического и одиночного прожога [8,9].**



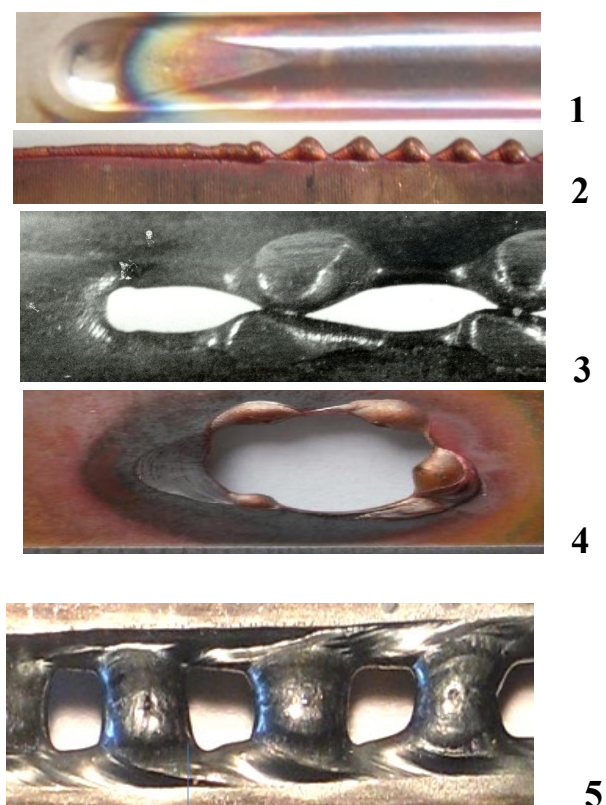


Рисунок 3 – К формированию периодических структур крупного масштаба при образовании прожогов:

*Фото 1.* Режим нормального формирования (оплавление аргонодуговой горелкой нержавеющей стали типа X18H9T толщиной 2,0 мм; скорость оплавления – 3,0 см/с; ток дуги 240 А).

*Фото 2.* «Пилообразный» шов, или структуры «Humping» типа «ВСМС» (оплавление торца медной пластины толщиной 1,0 мм плазменной горелкой; скорость перемещения – 2,8 см/с; слева – режим нормального формирования, ток дуги 80 А; справа – режим формирования дефектов «Humping», ток дуги 100 А; шаг периодичности – 7 мм).

*Фото 3.* Режим формирования периодического прожога (низкоуглеродистая сталь толщиной 1,0 мм; скорость проплавления 0,6 см/с, слева – режим нормального формирования (очень короткий участок): ток дуги – 32 А, справа – 38 А).

*Фото 4.* Одиночные прожоги (проплавление меди толщиной 1,0 мм ручной аргонодуговой горелкой; с вытеканием расплава ванны и каплеобразованием по краям прожога; ток дуги 140 А; скорость перемещения 0,2 см/с).

*Фото 5.* Структуры периодического прожога (проплавление низкоуглеродистой стали толщиной 2,0 мм; скорость проплавления 3,0 см/с; ток дуги 420 А)

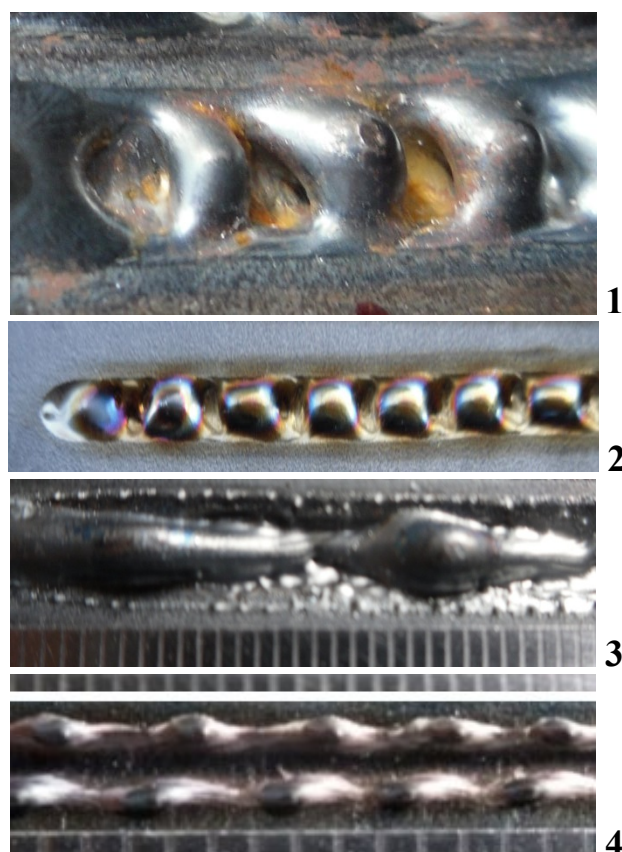


Рисунок 4 – К формированию периодических структур крупного масштаба типа «Humping»:

*Фото 1.* Структуры «Humping» типа «GRMS» (оплавление низкоуглеродистой стали толщиной 6,0 мм аргонодуговой горелкой, ток 300 А, скорость оплавления 1,0 см/с).

*Фото 2.* Структуры «Humping» типа «GRMS» (оплавление плоскости пластины нержавеющей стали типа X18H9T толщиной 4 мм аргонодуговой горелкой; скорость перемещения 3,0 см/с; ток дуги 200 А; шаг периодичности 7 мм).

*Фото 3.* Структуры «Humping» типа «BCMS» (оплавление плоскости пластины низкоуглеродистой стали толщиной 2,0 мм аргонодуговой горелкой; скорость перемещения 3,0 см/с; ток дуги 320 А; шаг периодичности – 20 мм).

*Фото 4.* Структуры двойного «Humping» типа «BCMS» (поступление металла в структуры через боковые стенки кратера; оплавление низкоуглеродистой стали толщиной 2,0 мм; ток дуги 140 А; шаг периодичности – 4,0 мм)

На первом этапе этой части работы оплавлялся плазменной горелкой торец полосы (аналогично первому этапу второй части работы), ее край и проплавлялась середина пластин. Толщина пластин находилась в пределах от 0,5 мм до 1,5 мм [8]. Пластины были изготовлены из низкоуглеродистой стали. Методика проведения опытов была следующей. Для заданной толщины образца задавалась скорость его перемещения, а затем при изменении тока дуги фиксировался характер формирования оплавленной поверхности. На этом этапе опытов использовалась механизированная установка плазменной сварки. Плазмообразующим

газом в горелке служил аргон, а защитным – двуокись углерода. Опыты проводились при двух вариантах сжатия дуги: «слабое» сжатие дуги – диаметр сопла горелки составлял 5,0 мм, расход аргона – 2,0 л/мин и «сильное» сжатие дуги – диаметр сопла – 3,0 мм, расход аргона – 6,0 л/мин. Скорость оплавления находилась в пределах от 0,3 см/с до 3,0 см/с.

На втором этапе этой части работы проплавливались аргонодуговой горелкой пластины, изготовленные из низкоуглеродистой и нержавеющей стали типа X18H9T толщиной 2,0 и 4,0 мм [8,9]. В опытах этой серии скорость перемещения составляла 0,5; 1,0 и 3,0 см/с. Методика проведения опытов аналогична первому этапу.

На третьем этапе этой части работы изучалось образования одиночных прожогов при проплавлении образцов ручной аргонодуговой горелкой [8,9]. Размер образцов в этих опытах составлял 1х30х100 мм. Образцы были изготовлены из низкоуглеродистой стали и меди. Скорость проплавления находилась в пределах 0,2–0,6 см/с, расход аргона – 10 л/мин. При проведении опытов фиксировались величина тока и скорость, при которой образовывался прожог, и определялись размеры прожогов.

В опытах при режиме образования прожога оценивалась убыль веса образца. Убыль веса определялась взвешиванием образца до проведения опыта и после проведения опыта. Взвешивание образцов производилось на аналитических весах. Также убыль веса оценивалась расчетом через измерение площади прожога.

### **Основные результаты опытов**

*Основные результаты первой группы опытов по изучению структур мелкого масштаба следующие:*

1. Поверхность задней стенки кратера ванны и прилегающая к нему поверхность оплавленного слоя в зоне кристаллизации, как и вся поверхность слоя, представляют собой непрерывную последовательность совокупностей нескольких типов периодических структур близкой формы и размеров (см. рис. 1, 2).

2. Измерения профиля структур, которые были выполнены с помощью прибора типа «Dektak-150», и измерения шага периодичности структур, которые были выполнены с помощью оптических микроскопов, показали, что на оплавленной поверхности слоя возможно наличие совокупности четырех видов структур: структуры первого вида – с шагом периодичности порядка (3-10) мкм и высотой структур в пределах (0,2–1,0) мкм; структуры второго вида с шагом периодичности порядка (10-40) мкм и высотой структур в пределах (1,0-2,0) мкм с наложением на них структур первого вида; структуры третьего вида – с шагом периодичности порядка (60 – 150) мкм и высотой структур в пределах (1,0-4,0) мкм с наложением на них структур первого и второго вида (см.рис.1,2); а также структуры с шагом периодичности порядка (100 – 500) мкм.

*Основные результаты второй группы опытов по изучению структур крупного масштаба типа «Humping»*

Итоги первого этапа второй части работы (формирование «пилообразного» шва) следующие:

1. При оплавлении торца пластин имеются два основных режима формирования оплавленной поверхности – режим нормального формирования и режим формирования «пилообразного» шва, или режим формирования структур «Humping» (рис. 3, фото 2).

2. Эти режимы характеризуются параметрами формирования – токами  $I_{\text{нп}}$ ,  $I_{\text{опт}}$  и  $I_{\text{п}}$ . Первые два параметра определяют границы режима нормального формирования оплавленного слоя, а параметр  $I_{\text{п}}$  определяет нижнюю границу по току дуги, при котором, при заданной толщине пластины и скорости оплавления, структуры «Humping» занимают весь торец пластины. Этим токам дуги соответствуют мощности дуги  $P_{\text{нп}}$ ,  $P_{\text{опт}}$ ,  $P_{\text{п}}$  и предельные значения геометрических размеров слоя и массы ванны расплава. Параметры формирования являются чувствительными критериями влияния различных факторов процесса оплавления (сварки) на формирование слоя и позволяют оптимизировать процесс сварки.

С ростом скорости оплавления (сварки) геометрические характеристики поперечного сечения оплавленного слоя и сварного шва в режиме нормального формирования снижаются. Этот фактор приводит к снижению прочности швов торцовых соединений и ограничивает скорость сварки.

3. Для параметров формирования получены количественные соотношения, позволяющие определить границы режимов формирования шва.

Параметры формирования связаны со скоростью перемещения и толщиной пластин при «слабом» сжатии дуги следующими эмпирическими соотношениями:

$$I_{\text{опт}}^2 = 1,0 \cdot 10^3 V^n b^{2,3}; \quad I_{\text{п}}^2 = 1,84 \cdot 10^3 V^n b^{2,3}, \quad (1)$$

где  $V$  – скорость оплавления, см/с;  $b$  – толщина металла, мм;  $n$  – показатель степени, зависящий от толщины образца (например, для толщин 0,5 мм, 1,0 мм и 2,0 мм он равен, соответственно, 0,70; 0,87 и 1,00); коэффициенты уравнений зависят от степени сжатия дуги и др. факторов процесса.

Опытные значения параметров формирования связаны между собой следующими соотношениями:

$$I_{\text{п}}/I_{\text{опт}} = 1,36 \pm 0,2, \quad I_{\text{п}}/I_{\text{нп}} = 2,1 \pm 0,2 \quad (2)$$

Как видно, между параметрами формирования существуют четкие количественные соотношения. Расчеты, выполненные по соотношениям (1, 2), удовлетворительно соответствуют опытными данным.

4. Каждый элемент структур формируется не из всей, имеющейся на данный момент массы расплава ванны, а является результатом

постепенного накопления в зарождающейся структуре металла, поступающего с передней стенки кратера (рис. 5).

5. Закономерности оплавления торца пластин присущи всем материалам, использованным в опытах. Конечно, параметры формирования для каждого из них имеют свои значения. Закономерности, установленные при оплавлении торца одиночного образца, присущи и при выполнении сварки торцовых соединений, а также при использовании в качестве источника нагрева дуги в инертных газах, электронного луча и излучения лазера.

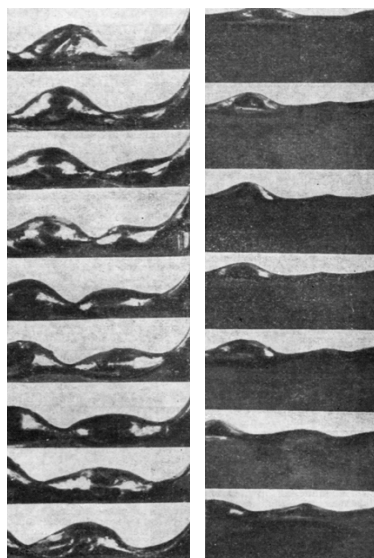


Рисунок 5 – Процесс зарождения структур «Humping» типа ВСМС при оплавлении торца низкоуглеродистой стали толщиной 1,0 мм плазменной горелкой при токах  $I_p$  (слева: скорость оплавления 0,3 см/с; ток 27 А; интервалы между снимками 0,3 с; справа: скорость оплавления 4,5 см/с; ток 90 А; интервалы между снимками 0,03–0,04 с

Итоги второго этапа второй части работы (формирование структур «Humping») следующие:

1. Главные режимы формирования слоя при оплавлении плоскости пластин: режим нормального формирования слоя (рис. 3, фото 1) и режимы формирования структур «Humping» (рис. 4).

2. Опыты показали, что в зависимости от места зарождения структур в кратере ванны, а также от соотношения между длиной структуры (длина структуры – ее размер по оси оплавления образца) и ее шириной, структуры «Humping» могут быть разделены на четыре основных типа: структуры, формирующиеся на оси оплавленного слоя – это структуры типа GRMC (рис. 4, фото 2) и ВСМС (рис. 4, фото 3) и структуры, формирующиеся на боковых стенках кратера ванны – это структуры типа GRMS (рис. 4, фото 1) и типа ВСМС (рис. 4, фото 4). В зависимости от соотношения между длиной структуры и ее шириной структуры могут быть разделены на два типа. У структур типа ВСМС и ВСМС длина

структуры больше, чем ее ширина, а у структур типа GRMC и GRMS длина структуры меньше, чем ее ширина.

3. Зарождение всех типов структур «Humping» происходит на передней стенке с образованием исходных структур. На рис.6 исходные структуры обозначены стрелками. Каждый элемент структур, так же, как и при формировании «пилообразного» шва, является результатом постепенного накопления в зарождающейся структуре металла, поступающего с передней стенки кратера (см. рис. 5). Основными формами исходных структур являются структуры, близкие по форме к ундулоидам или фигурам бочкообразной формы (см. рис. 3; фото 2; рис. 4, фото 3, 4), или близкие к эллипсоидам (см. рис. 4, фото 1, 2).

4. При оплавлении плоскости пластин толщиной более 1,5 мм (при заданной скорости оплавления и толщине пластин) с ростом тока дуги наблюдается определенная последовательность в образовании структур «Humping» – вначале образуются структуры типа ВСМС, а затем – структуры типа ВСМС.

*Итоги третьей части работы по изучению структур прожогов.*

Итоги первого и второго этапов третьей части работы следующие:

1. При этих опытах получены аналогичные выводы, как и в опытах по оплавлению торца пластин (см.п.3.2.1.) – наличие двух основных режимов формирования слоя, только при проплавлении плоскости пластин образуется периодический прожог; эти режимы формирования характеризуются количественными показателями – параметрами формирования – токами  $I_{нп}$ ,  $I_{опт}$ ,  $I_{п}$  (и соответствующими им мощностями дуги  $P_{нп}$ ,  $P_{опт}$ ,  $P_{п}$ ); параметры формирования являются критериями для определения границ режима нормального формирования поверхности пластины и режима формирования периодических прожогов и критериями влияния различных факторов процесса сварки на эти границы; геометрические размеры проплавленного слоя при параметре формирования токе  $I_{опт}$  имеют предельные значения; при токах, больших, чем токи  $I_{опт}$  происходит зарождение периодических прожогов.

2. Параметры формирования связаны со скоростью проплавления и толщиной пластины следующими эмпирическими соотношениями (для варианта «слабого» сжатия дуги):

$$I_{опт}^2 = 1,0 \cdot 10^4 V^n b^{2,3}; I_{п}^2 = 1,4 \cdot 10^4 V^n b^{2,3}, \quad (3)$$

где  $V$  – скорость проплавления, см/с;  $b$  – толщина металла, мм;  $n$  – показатель степени, зависящий от толщины образца (например, для толщин 0,5 мм, 0,8 мм и 1,0 мм он равен, соответственно, 1,0; 1,1 и 1,2). Коэффициенты в уравнениях (3) для параметров формирования, установленные в опытах в режиме «сильного» сжатия дуги равны, соответственно,  $0,23 \cdot 10^4$  и  $0,3 \cdot 10^4$ .

При проплавлении нержавеющей стали типа Х18Н9Т толщиной 2,0 мм и 4,0 мм аргонодуговой горелкой эти соотношения имеют вид:

$$I_{\text{опт}}^2 = 0,75 \cdot 10^4 V^{1,2} b^{2,3}; I_{\text{п}}^2 = 1,2 \cdot 10^4 V^{1,2} b^{2,3} \quad (4)$$

3. Образование периодических прожогов начинается также, как и формирование структур «Humping», с формирования исходных структур (см. рис. 6).

4. Конечная форма структур периодических прожогов при проплавлении пластин толщиной до 1,5 мм близка к телам бочкообразной формы, а при прожогах стали толщиной более 1,5 мм, с определенным приближением, близка к эллипсоиду.

5. В работе предложены модели структур для разных видов прожогов, которые позволили получить соотношения для оценки основных размеров периодических прожогов, а также характеристик прожогов как периодических структур (шага периодичности и максимального размера поперечного сечения структуры). Расчеты по этим соотношениям удовлетворительно соответствуют опытным данным, что подтверждает рассмотренный механизм образования периодических прожогов.

Итоги третьего этапа третьей части работы по определению особенностей образования одиночных прожогов следующие:

1. При одиночных прожогах, образованных при ручной сварке, имеется убыль веса металла образца, близкая к весу металла образованного прожога. В отличие от одиночных прожогов при периодических прожогах при токах  $I_{\text{п}}$  отсутствует унос вещества образца.

2. Одиночные и периодические прожоги имеют разные размеры. Из работ [23,24] следует, что критический размер одиночного прожога мало зависит от толщины металла (для толщин 2,0-6,0 мм) и составляет большую часть расплава ванны. Размеры периодических прожогов намного меньше и не превышают при токах  $I_{\text{п}}$  30% площади ванны расплава.

3. Опыты по проплавлению образцов ручной аргонодуговой горелкой с образованием прожогов показали, что распаду ванны жидкого металла сопутствует ряд явлений: разрушение ванны расплава, движение расплавленного металла вдоль контура образующегося прожога, образование капель из этого металла и отрыв капель от образца. В зависимости от режима течения жидкого металла по контуру прожога, возможно и отсутствие капель металла.

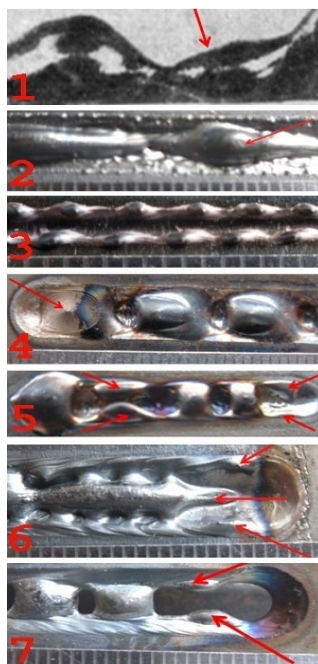


Рисунок 6 – Зарождение исходных структур («ИС»):

Фото 1 – «ИС» при образовании структур «Humping» типа «BCMC»: оплавление торца низкоуглеродистой стали толщиной 1,0 мм плазменной горелкой; ток дуги 27 А; скорость оплавления 0,3 см/с; остальные образцы оплавлены аргонодуговой горелкой при скорости 3,0 см/с, кроме образца на фото 4, скорость его оплавления – 1,0 см/с.

Фото 2 – «ИС» при образовании структур «Humping» типа «BCMC»: поступление металла в структуру через центральную часть кратера; оплавление низкоуглеродистой стали толщиной 2,0 мм; ток дуги 320 А.

Фото 3 – образование структур двойного «Humping» типа «BCMS»: поступление металла в структуры через боковые стенки кратера; оплавление низкоуглеродистой стали толщиной 2,0 мм; ток дуги 140 А.

Фото 4 – «ИС» при зарождении структур типа «GRMC»: поступление металла в структуру с передней стенки ванны через всю ширину кратера; оплавление низкоуглеродистой стали толщиной 6 мм; ток дуги 260 А.

Фото 5 – «ИС» при зарождении структур «Humping» типа «GRMS»: поступление металла в структуру через боковые стенки кратера; оплавление нержавеющей стали типа X18H9T толщиной 4 мм; ток 300 А.

Фото 6 – «ИС» при образовании комбинированных структур «Humping»: поступление металла в структуру через центральную часть кратера и его боковые стенки; оплавление низкоуглеродистой стали толщиной 2,0 мм; ток дуги 400 А.

Фото 7 – «ИС» при образовании структур периодического прожога; проплавление низкоуглеродистой стали толщиной 2,0 мм; ток дуги 420 А



## Обсуждение полученных результатов

*К результатам первой группы опытов по изучению структур мелкого масштаба.* Из опытов и обзора литературы следует, что на поверхности сварных швов могут располагаться, по крайней мере, три типа структур мелкого масштаба: **1 тип** – структуры, образованные на задней стенке кратера ванны; **2 тип** – структуры, возникающие при колебаниях всего объема жидкого металла сварочной ванны или металла хвостовой части ванны; **3 тип** – структуры, сформированные в результате внешних воздействий на расплав ванны.

*К результатам изучения первого типа структур мелкого масштаба.*

*Первый тип структур* мелкого масштаба, образующийся на задней стенке кратера ванны, как следует из опытов, может состоять из *трех видов структур*, три из которых представлены на рис.1,2. Эти структуры отличаются своими размерами – шагом периодичности и высотой и механизмом образования. Один из этих видов структур (третий вид) связан с образованием слоя металла на задней стенке кратера и образует слоистую неоднородность сварных швов [25]. Совокупность структур этого вида и структур первого и второго вида формируют основную часть рельефа оплавленной поверхности пластины.

*Первый вид* периодических структур этого типа структур представляет собой капиллярные волны (см. рис. 1). Подобные структуры изучались в работе [4] и др. Размеры структур в работе [4] примерно соответствуют размерам, установленным в настоящей работе, т.е. шаг периодичности составляет несколько микрон, высота структур – до 1 микрона, а частота образования – от нескольких сотен до нескольких тысяч в секунду. Структуры этого вида в работе [26] отнесены к термокапиллярным волнам, что, по-видимому, в большей степени соответствует физической природе таких структур.

*Второй вид* периодических структур, который может входить в состав рельефа поверхности шва, образуется при торможении потока металла на задней стенке кратера и деформации на ней формирующегося слоя металла. Структуры второго вида представляют совокупность капиллярных волн в виде пакета из 6-10 капиллярных волн (периодических структур первого вида), расположенных на поверхности этого вида структур (см.рис.1,2).

*Третий вид* периодических структур мелкого масштаба, входящий в состав рельефа поверхности шва, по всей вероятности, образуют границы слоя металла, сформированного на задней стенке кратера ванны. Этот слой формируется при поступлении металла на заднюю стенку кратера в результате его торможения с одновременным образованием структур первого и второго вида. Совокупность таких слоев составляет слоистую структуру сварных швов. Начальная часть этого слоя, вместе с

расположенными на нем структурами первого и второго вида, выходит на наружную поверхность пластины. Границы этих начальных участков слоев образуют структуры третьего вида и входят в состав рельефа поверхности (см. рис. 1). Исследования по формированию слоистых структур в процессе их образования во время сварки не проводились. Но часто о размерах толщины слоев, входящих в слоистую структуру швов, судят по размерам шага «чешуйчатости», находящейся на поверхности швов. В работе были проведены расчеты по определению толщины слоев, образующихся на задней стенке кратера с использованием гидродинамической модели их формирования [25]. Вид выражений для толщины слоя на задней стенке кратера зависит от вида сварного соединения и режимов сварки. Так, при оплавлении торца пластин выражение для толщины слоя имеет вид:

$$h_{зс} = 1,85 \left( \frac{4\mu}{K} \right)^{0,5} \frac{H}{I \sin\alpha \cos(\alpha+\beta)} (Vb)^{0,5} \quad (5)$$

где:  $K$  – коэффициент пропорциональности между квадратом тока  $I$  и усилием дуги;  $\mu$  – коэффициент динамической вязкости металла;  $V$  – скорость оплавления (сварки);  $H$  – глубина кратера;  $b$  – толщина металла;  $\alpha, \beta$  – углы наклона стенок кратера. Расчетная оценка размеров шага периодичности по формуле  $\lambda = h / \sin\beta$  для этого вида структур удовлетворительно соответствует опытным данным (см. табл. 1). Необходимо отметить, что конечная структура шва определяются также и периодическими процессами, сопутствующими кристаллизации шва.

*К результатам изучения второго и третьего типа структур мелкого масштаба.* Одной из задач статьи являлось рассмотрение, в основном, структур первого типа. Поскольку структуры второго и третьего типа могут существенно влиять на качество сварных швов, они требуют специального исследования, что не входило в задачу работы. Поэтому здесь приводится лишь небольшая информация об этих структурах.

*Второй тип* структур мелкого масштаба образуется в результате деформации всего объема металла хвостовой части сварочной ванны под действием сил поверхностного натяжения или колебаний всего объема сварочной ванны или металла хвостовой части ванны [12-14]. Частоту колебаний расплава ванны для этого типа можно определить по следующему соотношению [13]:

$$\nu = \frac{1}{2\pi} \left[ \frac{(P_d - P_\tau)g \sin\alpha}{P_d H} \right]^{0,5} \quad (6)$$

В этом уравнении:  $P_d$  – усилие дуги;  $P_\tau$  – сила трения в расплавленном металле;  $H$  – сумма высоты усиления и глубины проплавления;  $g$  – ускорение свободного падения;  $\alpha$  – угол подъема хвостовой части ванны.

Из уравнения (6) следует, что частота колебаний зависит от режима сварки, свойств материала и геометрии ванны. Оценка частоты колебаний ванны, выполненная в работе [12], показала, что для сварочных ванн массой (1-3) г частота колебаний находится в пределах от нескольких единиц в секунду до нескольких десятков. Кристаллизация расплава фиксирует колебания ванны и дополняет рельеф поверхности шва структурами второго типа.

*Третий тип структур* мелкого масштаба образуется при внешних воздействиях на сварочную ванну. При этом используются периодические механические колебания источника тепла, колебания свариваемой конструкции и сварочной головки, используется переменное магнитное поле [15-17] с периодическими колебаниями дуги вдоль направления перемещения образца, поперек направления перемещения свариваемых деталей, магнитное поле, позволяющее реализовать реверсное движение расплава ванны, ввод ультразвуковых колебаний в расплав ванны [18], и др. методы внешних воздействий на расплав ванны. К структурам этого типа можно отнести и структуры, образованные при различных вариантах импульсно – дуговой сварки. Шаг периодичности и частота формирования этого типа структур определяется, в основном, частотой внешнего воздействия на расплав.

### ***К результатам второй части опытов по изучению структур «Humping».***

*К итогам первого этапа второй части работы (формирование структур «Humping» типа ВСМС или формирование структур «пилообразного» шва).*

Большинство существующих моделей формирования структур «Humping» объясняет их образование за счет одновременной потери устойчивости существующего объема расплава сварочной ванны. Однако, как показали опыты, элемент структуры «пилообразного» шва образуется не одновременно и не из всей, имеющейся на данный момент массы расплава ванны, а является результатом постепенного накопления в зарождающейся структуре металла, поступающего с передней стенки ванны (см. рис. 5). Для объяснения полученных результатов может быть предложен следующий механизм образования структур «Humping» [5]. При заданной скорости сварки скорость движения металла увеличивается с ростом тока дуги. В условиях нормального формирования шва поток металла, ускоряясь на передней стенке кратера, проходит среднюю его часть и поступает на заднюю стенку кратера, доходит до зоны кристаллизации, где тормозится и останавливается. Такой режим течения металла сохраняется вплоть до токов  $I_{\text{опт}}$ . При дальнейшем увеличении тока увеличивается кинетическая энергия потока металла, поступающего с передней стенки кратера, одновременно изменяется геометрия кратера –

увеличиваются углы наклона передней и задней стенок кратера. Это уменьшает скорость потока при поступлении его на заднюю стенку кратера. Кроме этого, усиливается тормозящее действие тангенциальной составляющей усилия дуги на задней стенке кратера ванны. Совокупное действие этих факторов приводит к остановке потока в средней части кратера ванны и зарождению структур «пилообразного» шва. Этот режим характеризуется токами дуги  $I_{п}$  и соответствующими им мощностями дуги  $P_{п}$ . Эти параметры могут быть определены из условия остановки потока в средней части кратера. Как установлено в работе, параметры формирования взаимосвязаны, поэтому определив значения параметра  $I_{п}$  можно найти и параметр формирования ток  $I_{опт}$ . Зная параметры  $I_{опт}$  и  $I_{п}$  и зависимость между током дуги и напряжением, можно определить и соответствующие им мощности дуги и предельные значения геометрических характеристик поперечного сечения оплавленного слоя (сварного шва). Поскольку эти характеристики с ростом скорости сварки уменьшаются, то можно найти и предельную скорость сварки из условия необходимой прочности сварного соединения.

*К итогам второго этапа второй части работы (формирование структур «Humping»).*

1. Тип структур «Humping», их форма зависят от распределения металла по передней стенке кратера ванны. При изменении характера распределения металла изменяется тип образующихся структур. Так, если при преимущественном движении металла через центральную часть ванны формировались структуры типа GRMC (см. рис. 3, фото 2) и структуры типа ВСМС (см. рис. 3, фото 3), то с ростом тока металл оттесняется к боковым стенкам и уже формируются структуры типа GRMS (см. рис. 3, фото 1) и структуры типа ВСМС (см. рис. 3, фото 4). Форма структур, образующихся в результате слияния исходных структур, зависит также и от степени их слияния и количества металла, поступившего в структуру.

Конечные размеры структур и их форма определяются силами поверхностного натяжения стягивающих структуру, и силами поверхностного натяжения, действующих на границе «жидкий металл структуры – твердый металл кромок оплавленного слоя», и препятствующих стягиванию структуры. Наиболее важными размерами структур являются шаг периодичности и максимальный размер поперечного сечения структуры.

2. Шаг периодичности структур  $\lambda$  можно оценить по соотношению, которое определяет, в соответствии с теорией Релея – Тейлора, устойчивость струй жидкости:

$$\lambda = k \cdot 2\pi B, \quad (7)$$

где коэффициент  $k$  показывает долю размера стенки, на которой формируется структура «Humping», от размера ширины ванны  $B$ .

При оплавлении торца пластины при образовании структур «Humping» типа ВСМС величина « $B$ » в выражении (7) равна размеру торца пластины, а коэффициент  $k$  примерно равен единице. При формировании структур двойного «Humping» типа ВСМС среднее значение коэффициента  $k$  составляет 0,25.

Шаг периодичности для структур «Humping» типа GRMS, образованных в результате слияния структур двойного «Humping» типа ВСМС, практически равен шагу периодичности последних. Поэтому его можно оценить по соотношению (7), в котором коэффициент  $k$  тоже можно принять таким же, как и для структур двойного «Humping», т.е. равным примерно 0,25. Шаг периодичности при образовании структур типа GRMC при оплавлении низкоуглеродистой стали толщиной 6,0 мм и нержавеющей стали толщиной 4,0 мм тоже можно найти по соотношению (7), в котором коэффициент  $k$  порядка 0,2- 0,3.

3. Размеры поперечного сечения структур двойного «Humping» типа ВСМС и типа ВСМС можно определить, если принять, что их форма близка к бочкообразной форме, а форма структур типа GRMC и GRMS, с определенным приближением близка к форме эллипсоида или комбинации двух фигур – шарового слоя и конуса. Тогда в первом случае максимальный размер поперечного сечения структур равен:

$$D_p = K \cdot S^{0,5}, \quad (8)$$

где  $K$  равен 1,7 для структур типа ВСМС и 1,2 для структур типа ВСМС,  $S$  – площадь сечения в максимальном поперечном сечении структуры.

А для структур типа GRMC и GRMS, максимальный размер поперечного сечения структур (ее высота) определяется выражением:

$$H = 3 S/B, \quad (9)$$

где  $S$  – площадь сечения в максимальном поперечном сечении структуры, а  $B$  – ширина шва (оплавленного слоя).

*К предотвращению формирования структур «Humping» [5].* Из механизма образования структур «Humping» следует, что основной причиной их формирования является торможение и остановка потока металла, поступающего с передней стенки, в средней части кратера ванны. Поэтому, если преодолеть этот фактор путем воздействия на поток металла, исключив его остановку в средней части кратера, можно предотвратить образование структур «Humping». На рис.7 показано, как можно преобразовать режим формирования структур «Humping» типа ВСМС в режим формирования относительно ровной поверхности оплавленного слоя. Так, воздействуя на поток металла, поступающего с передней стенки кратера, повышенным давлением плазмообразующего газа или отклонениями дуги в сторону хвостовой части ванны, можно преобразовать режим формирования структур «Humping» в режим формирования слоя с относительно ровной поверхностью.

На рис. 7 (фото 1) показано преобразование режимов формирования при оплавлении торца низкоуглеродистой стали толщиной 1,8 мм плазменной горелкой при скорости оплавления 0,6 см/с и диаметре сопла горелки 3,0 мм с использованием дополнительного расхода аргона. На рисунке слева показан режим нормального формирования слоя при токе дуги 40 А, расходе аргона – 1,7 л/мин. При увеличении тока дуги до 50 А без изменения расхода аргона наступает режим формирования структур «Humping». Затем, при небольшом увеличении тока дуги до 55 А и резком увеличении расхода аргона до 4,8 л/мин, происходит преобразование режима формирования структур «Humping» в режим формирования слоя с относительно ровной поверхностью.

Другим способом, позволяющим осуществить преобразование режимов формирования структур «Humping» в режим формирования слоя с относительно ровной поверхностью, является использование периодического отклонения дуги в сторону хвостовой части ванны с помощью магнитного поля. На рис. 7 (фото 2) показан результат воздействия таких отклонений дуги на расплав ванны. За счет вязкого трения между движущейся дугой и расплавом устраняется торможение металла в средней части ванны и происходит преобразование режима формирования структур «Humping» в режим формирования слоя с относительно ровной поверхностью.

Поверхность оплавленного слоя, образованная при этих вариантах воздействия на расплав ванны, шершавая, не гладкая. Но эти опыты показали, что, устранив торможение металла в средней части кратера, можно исключить образование структур «Humping», что подтверждает предложенную гипотезу о причине формирования структур «Humping».

### ***К результатам третьей части опытов (изучение структур прожогов)***

*К результатам первого и второго этапа третьей части опытов (образование структур периодических прожогов).* Эксперименты показали, что при проплавлении торца, края и плоскости пластин имеется ряд общих закономерностей. Поэтому механизм образования периодического прожога можно свести к механизму образования структур типа ВСМС. Т.е. периодический прожог можно рассматривать, как результат образования структур «Humping» (или структур «пилообразного» шва) типа ВСМС, сформированных на каждой из двух расплавленных кромках (см. рис.3, фото 2 и 3), их касания, частичного или полного слияния. Это в итоге приводит к образованию периодических прожогов разного вида. В работе [9] приведены соотношения для определения основных размеров прожогов.

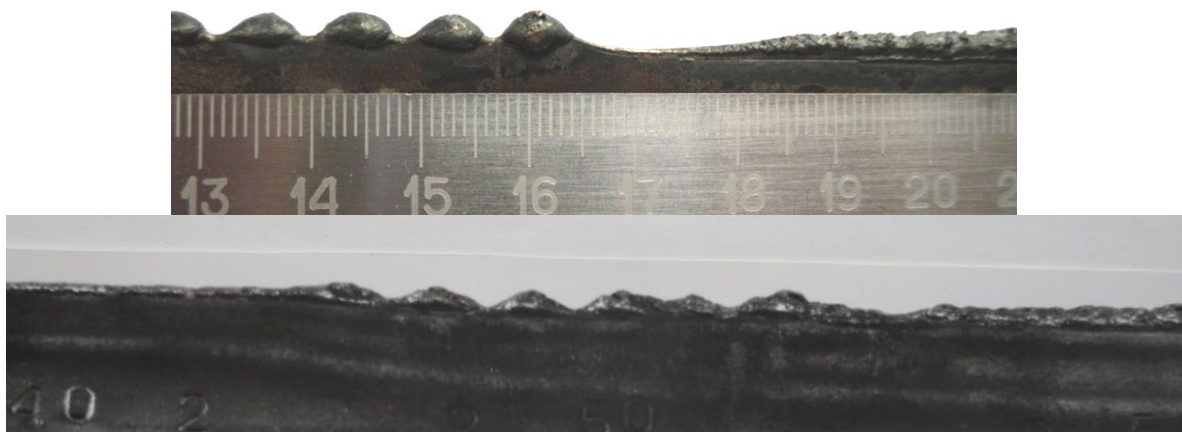


Рисунок 7 – Преобразование режимов формирования оплавленного слоя при оплавлении торца низкоуглеродистой стали плазменной горелкой, скорость оплавления 0,6 см/с:

*фото 1:* преобразование режимов с использованием отклонений дуги в хвостовую часть ванны с помощью магнитного поля; частота отклонений – 50 Гц; толщина образца 1,0 мм, ток дуги – 70 А, напряженность магнитного поля – 25 мТл;

*фото 2:* преобразование режимов с использованием дополнительного расхода аргона; толщина образца 1,8 мм; слева: ток дуги 40 А, расход аргона – 1,7 л/мин; в центре: ток дуги 50 А, расход аргона – 1,7 л/мин; справа: ток дуги 55 А, расход аргона 4,8 л/мин; диаметр сопла 3,0 мм

К результатам третьего этапа третьей части опытов (образование одиночных прожогов). В опытах этого этапа установлены отличительные особенности прожогов, образованных при ручной сварке и периодических прожогов, возникающих при механизированных видах сварки. Образование одиночных прожогов происходит с уносом металла прожога, а при формировании периодических прожогов унос металла отсутствует. Также значительно отличается и время образования о прожогов. Но основным отличием этих типов прожогов является разный механизм их возникновения. Образование прожогов при малых скоростях проплавления, в основном, связано со статической устойчивостью сварочной ванны [23,24], а образование периодических прожогов связано с формированием структур «Humping» (волновых структур) на расплавленных кромках.

Результаты исследований позволили предложить определения для двух типов прожогов – «одиночного прожога» и «периодического прожога». Эти формулировки прожогов предлагаются специалистам для обсуждения с целью уточнения определения термина «прожог», определяемого соответствующим стандартом.

**«Одиночный прожог»** – дефект сварных швов, возникающий при малых скоростях сварки металлов плавлением, представляющий собой сквозное отверстие сложной формы, образующееся в результате потери устойчивости сварочной ванны и возможного уноса части расплава ванны.

**«Периодический прожог»** – дефект сварных швов, возникающий преимущественно при механизированных видах сварки металлов плавлением, представляющий собой периодическую последовательность сквозных отверстий сложной формы, образовавшихся в результате формирования волновых поверхностей на свариваемых кромках, полного или частичного их слияния и возможного уноса части расплава сварочной ванны.

### **Заключение**

1. Результаты исследований, представленных в статье, позволили предложить классификацию периодических структур сварных швов мелкого и крупного масштаба.

2. В состав рельефа поверхности сварных швов могут входить, по крайней мере, три типа структур мелкого масштаба: 1 тип – структуры, образованные на задней стенке кратера ванны и состоящие из трех видов структур; 2 тип – структуры, формирующиеся при деформации хвостовой части ванны, а также возникающие при колебаниях всего объема жидкого металла сварочной ванны или металла хвостовой части ванны; 3 тип – структуры, сформированные в результате внешних воздействий на расплав ванны. Необходимо подчеркнуть, что полученные результаты по структурам мелкого масштаба являются предварительными и исследования по этим структурам должны быть продолжены.

3. Периодические структуры сварных швов крупного масштаба типа «Humping» могут быть разделены на четыре основных типа: структуры, формирующиеся в кратере по оси оплавленного слоя – это структуры типа GRMC и типа BCMS и структуры, формирующиеся на боковых стенках кратера ванны – это структуры типа GRMS и типа BCMS.

4. Структуры прожогов могут быть двух видов: одиночные прожоги и периодические прожоги.

5. В работе предложены механизмы формирования основного типа периодических структур мелкого масштаба – слоистой неоднородности сварных швов и периодических структур крупного масштаба – структур типа «Humping» и периодических прожогов.

6. В работе предложены количественные характеристики для оценки формирования сварных швов («параметры формирования»). Параметры формирования позволяют определить режимы сварки, которые обеспечивают режим нормального формирования шва и исключают образование дефектов формирования, связанных с периодическими структурами крупного масштаба.

7. В статье получены соотношения для определения основных размеров дефектов формирования.

8. Результаты работы позволили предложить определения терминов «одиночный прожог» и «периодический прожог», которые, в отличие от



существующего определения, раскрывают физический смысл этих терминов.

## Литература

1. Петров Г.Л. Неоднородность металла сварных соединений. — Л.-д.: Судпромгиз, 1963. — 206 с.
2. Шнеерсон В.Я. Формирование слоистой структуры сварного шва при сварке металлов плавлением // Сварка и диагностика. №4.- 2013.- С. 16-20.
3. Nakane, K. Ripple Formation on the Surfaces of GTA Welding Beads. // Memoirs of the Science and Engineering Waseda Univ. No.44. 1980. Downloaded. — 39 P.
4. Bradstreet, B.J. Effect of Surface Tension and Metal Flow on Weld Bead Formation // Weld. J. Vol.7 (1968). P. 314- 322.
5. Шнеерсон В.Я. К образованию структур «HUMPING» при сварке плавлением торцовых соединений // Сварка и диагностика. №2. 2015. С.28-36.
6. Шнеерсон В.Я. К механизму образования структур «HUMPING» при оплавлении плоскости пластин аргонодуговой горелкой (часть 1) // Сварка и диагностика. №4.- 2017. — С.30-37.
7. Шнеерсон В.Я. К механизму образования структур «HUMPING» при оплавлении плоскости пластин аргонодуговой горелкой (часть 2) // Сварка и диагностика. №5.- 2017. — С.27-38.
8. Шнеерсон В.Я. К механизму формирования структур периодического прожога при сварке металлов плавлением (часть 1) // Сварка и диагностика. №1.- 2017. — С.24-31.
9. Шнеерсон В.Я. К механизму формирования структур периодического прожога при сварке металлов плавлением (часть 2) // Сварка и диагностика. №2.- 2017. — С.22-29.
10. Schulze, G. Die Metallurgie des Schweissens.—Berlin.: Springer, 2009.-614 s.
11. Макаров Э.А., Якушин Б.Ф. Теория свариваемости сталей и сплавов. — Москва: Из-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. — 488 с.
12. Gladkov Э.А., Гуслитов И.А. и Сас А.В. Динамические процессы в сварочной ванне при вариации действующих сил // Сварочное производство. 1974.- №4.- С.5,6.
13. Псарас Г.Г. Особенности формирования швов при сварке алюминия плавящимся электродом в защитных газах // Сварочное производство. №10.- 1977.- С.11-13.
14. Покладов Ю.П. Возникновение волн на поверхности сварочной ванны. — Сб. «Сооружение резервуаров и оболочек. Сварочные работы». Москва, 1982. 125 с.
15. Ковалев И.М. Устойчивость сварочной дуги в поперечном магнитном поле // Сварочное производство. № 10.-1965.
16. Черныш В.П., Кузнецов В.Д., Брискман Г.М., Шеленков Г.М. Сварка с электромагнитным перемешиванием. — Киев: Техника, 1983. 127 с.
17. Размышляев А.Д., Выдмыш П.А., Агеева М.В. Автоматическая электродуговая сварка под флюсом с воздействием внешнего магнитного поля. Мариуполь: Из-во ГВУЗ «ПГТУ», 2017. — 209 с.
18. Морозов В.П. Влияние синхронизации собственной частоты колебательного механизма кристаллизации металла шва и частоты внешнего периодического воздействия на технологическую прочность в процессе сварки // Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2011. Выпуск 12. / <http://technomag.edu.ru/issue/289392.html>.
19. Nguyen, T.S., Weckman, D.C., Johnson, D.A, Kerr, H.W. High speed fusion weld bead defects // Science and Technology of Welding and Joining. 2006. Vol. 11 (6). P. 618–633.
20. Meng, X., Qin, G., Bai, X., and Zou, Z. Humping Phenomena in High-Speed GTAW of Different Weld Penetrations // Welding Journal. 2016. Vol.95, September. P.331-339.
21. Soderstrom, E., Mendez, P. Humping mechanisms present in high speed welding // Science and Technology of Welding and Joining. 2006. Vol. 11 (5). P. 572–579.
22. Mendez, P.F., Eagar, T.W. Magnitude Scaling of Surface Depression during High Current Arc Welding. Proceedings of the 5 International Conference Trends in Welding Research, June 1–5. Pine Mountain, GA. 1998. GA, P. 13–18.
23. Nishiguchi K., Ohji T., Takebayashi H. Study on behaviour of molten pool in arc welding. Surface tensional analysis of molten pool in I-butt welding / J. of the Japan Weld. Soc. -1979, Vol.48. №10. P.776-780.
24. Березовский Б.М. Математические модели дуговой сварки. Т. 2. Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2003. — 601 с.
25. Шнеерсон В.Я. Формирование слоистой структуры сварного шва при сварке металлов плавлением // Сварка и диагностика. № 4. 2013. С.16-24.
26. Кузнецов П.М. Механизмы и закономерности формирования эрозионного факела и волнового рельефа на поверхности металла в зоне воздействия лазерного излучения. Диссертация. — Тамбов, 2014. — 132 с.

## **Раздел 2.**

### **Технологии электронно-лучевой сварки и термообработки**

## Особенности нанесения алюмоматричных композиционных покрытий триботехнического назначения на стальные подложки

Михеев Р.С.<sup>1</sup>, Коберник Н.В.<sup>1</sup>, Калашников И.Е.<sup>2</sup>,  
Болотова Л.К.<sup>2</sup>, Колмаков А.Г.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>) МГТУ им. Н.Э. Баумана

<sup>2</sup>) Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН  
[mikheev.roman@mail.ru](mailto:mikheev.roman@mail.ru)

**Аннотация.** Раскрыты особенности технологии нанесения алюмоматричных композиционных покрытий триботехнического назначения на стальные подложки. Показано влияние метода формирования промежуточного алюминиевого слоя на структуру диффузионной зоны на границе раздела и свойства слоистых композиций.

### Введение

Опорные узлы с подшипниками скольжения нашли широкое применение в разных отраслях промышленности благодаря ряду важных особенностей: широкой номенклатуре конструктивного исполнения; работоспособности при высоких скоростях и нагрузках в условиях недостаточной смазки; малой чувствительности к ударам и временным перегрузкам и т.д. [1]. Рабочий слой подшипников скольжения, преимущественно расположенный на поверхности стального основания, формируют из традиционных антифрикционных сплавов на основе Al, Cu, Pb, или Sn. Однако, служебные характеристики подобных материалов достигли предельных значений, а потенциал их дальнейшего совершенствования за счет легирования или специальной обработки себя исчерпал, о чем свидетельствует анализ аварийных отказов опорных узлов [1, 2]. В связи с этим единственным многообещающим решением является применение в качестве рабочего слоя разработанных в последние годы новых дисперсно-наполненных композиционных материалов (КМ) на основе алюминия. Подобные КМ обладают повышенными служебными характеристиками, что наряду с возможностями многократного восстановления путем поверхностной обработки позволяет снизить стоимость изделий триботехнического назначения [3, 4]. Однако, образование на границе раздела подложка-покрытие хрупкого интерметаллидного слоя системы Fe-Al и низкие значения адгезионной прочности, являются главными препятствиями, ограничивающими область применения композиций триботехнического назначения на базе конструкционных сталей с поверхностными рабочими слоями из КМ на основе алюминия. Согласно ранее проведенным исследованиям наличие промежуточного слоя из алюминия позволяет ограничить межфазное

взаимодействие на границе раздела [5]. Для его формирования могут применяться методы, отличающиеся по состоянию вещества (твердофазные или жидкофазные), и, соответственно, изменяющие кинетику образования диффузионной зоны на границе раздела. В связи с этим настоящая работа посвящена раскрытию особенностей и выбору технологии нанесения алюмоматричных композиционных покрытий триботехнического назначения на стальные подложки.

### **Материалы и методы исследования**

Покрытия из КМ наносили на пластины размером 300x150x(2x15) мм из качественной низкоуглеродистой стали 20 (0,17-0,24 масс.% С; 0,17-0,37 масс.% Si; 0,35-0,65 масс.% Mn;  $\leq 0,25$  масс.% Cr; Fe – остальное по ГОСТ 1050) процессом аргодуговой наплавки, характеризующимся универсальностью и экономичностью. Предварительно на стальной подложке формировали промежуточный слой из сплавов алюминия с низким содержанием легирующих элементов, что позволяло учитывать влияние на структуру диффузионной зоны и свойства сталеалюминиевой композиции компонентов из состава наплавочного материала.

Для получения на стальной пластине жидкофазным методом промежуточного слоя из алюминия марки А5 (0,2-0,35 масс.% Fe; 0,1-0,25 масс.% Si,  $\leq 0,015$  масс.% Cu; Al – остальное по ГОСТ 7871-75) применяли перспективный процесс дугового алитирования в режиме «холодного каплепереноса» или «Cold Metal Transfer» (СМТ), характеризующийся минимальным тепловложением и позволяющий ограничить рост интерметаллидов. Технологию СМТ реализовывали на специализированном сварочном оборудовании TransPuls Synergic 2700, Fronius с применением наплавочной проволоки марки Св-А5 диаметром 1,2 мм. Технологические параметры дугового алитирования (ток импульса – 150 А; базовый ток – 40 А; напряжение – 18 В; скорость наплавки – 0,5 м/мин) были выбраны согласно [6], и обеспечивали формирование промежуточного слоя толщиной до 2 мм. Предварительно, для улучшения смачивания алюминиевым расплавом, поверхность стальных пластин обрабатывали методом горячего цинкования.

Промежуточный слой толщиной 3 мм из деформируемого алюминия марки АД1 ( $\leq 0,3$  масс.% Fe;  $\leq 0,3$  масс.% Si;  $\leq 0,025$  масс.% Mn;  $\leq 0,15$  масс.% Ti;  $\leq 0,05$  масс.% Cu;  $\leq 0,1$  масс.% Zn; Al – остальное по ГОСТ 4784-97) формировали твердофазным методом сварки взрывом, характеризующимся быстротечностью (время силового воздействия не превышает  $10^{-6}$  с), что ограничивает развитие диффузионных процессов. Процесс сварки взрывом осуществляли по параллельной схеме, обеспечивающей постоянство кинематических параметров в пределах всей площади заготовки [7]. При выборе технологических параметров процесса сварки взрывом руководствовались результатами работ [7, 8]:

скорость сварки составляла  $V_k=2000...2200$  м/с, скорость соударения соединяемых элементов  $V_c=380$  м/с, а в качестве взрывчатого вещества применяли аммонит №6ЖВ по ГОСТ 21984.

Наличие или отсутствие высокопрочных, тугоплавких армирующих частиц определяет заданный уровень характеристик КМ и не оказывает влияния на механизмы образования и роста интерметаллидов. Поэтому в качестве наплавочных применяли менее дефицитные материалы аналогичные по химическому составу матричным сплавам КМ в виде прутков марки ОК Tigrod 4047 ( $\leq 0,6$  масс.% Fe; 11-13 масс.% Si;  $\leq 0,15$  масс.% Mn;  $\leq 0,05$  масс.% Cu; Al – остальное по AWS A5.10) диаметром 2,4 мм. Технологические параметры процесса аргонодуговой наплавки, основными из которых являются сварочный ток ( $I_{св}$ ) – 150-200 А; напряжение на дуге ( $U_d$ ) – 18-21 В; скорость наплавки ( $V_n$ ) – 11-13 м/ч, были выбраны согласно [4], и обеспечивали полное проплавление промежуточного слоя, т.е. контакт расплава с твердой подложкой.

Исследование структуры диффузионной зоны на границе раздела осуществляли средствами оптической и электронной микроскопии с применением светового микроскопа Leica DMILM, укомплектованного цифровой камерой, а также растрового электронного микроскопа Helios NanoLab 660, оснащенного приставкой для проведения рентгеноспектрального микроанализа (МРСА).

Уровень свойств изготовленных композиций оценивали по значениям адгезионной прочности наплавленных покрытий. Для этого применяли рекомендованные для композиционных биметаллических материалов схемы испытаний на отрыв и на срез [9, 10]. При реализации выбранных схем на разрывной машине 2054 Р – 5 нагрузка прикладывалась ступенчато до разрушения образцов при скорости перемещения захватов 2 мм/мин.

### **Результаты и обсуждение**

При дуговом алитировании на границе раздела между подложкой и промежуточным слоем образуется сплошной интерметаллидный слой толщиной от 4 до 10 мкм (среднее 8,2 мкм) (рис. 1,а). Согласно МРСА, прилегающая к промежуточному слою область средней толщиной 3,6 мкм образована интерметаллидами на основе алюминия  $FeAl_3$  и  $Fe_2Al_5$ , а со стороны стальной подложки в области средней толщиной 4,6 мкм обнаружены интерметаллиды на основе железа  $Fe_2Al_3$ ,  $FeAl$ ,  $Fe_3Al$ , характеризующиеся формой языкообразных выростов в направлении стали (рис.1, б). Разные значения средней толщины областей, формируемых фазами на основе алюминия и железа, вероятно, связаны с большей длительностью процесса диффузии алюминия в железо по сравнению с противоположным по направлению процессом диффузии

железа в алюминий. Образование интерметаллидов сопровождается значительным увеличением объема конечной фазы, которая оказывает силовое воздействие на сформированные ранее интерметаллиды. Возникающие в результате такого воздействия значительные напряжения могут привести к появлению в слое интерметаллидов продольных трещин, что объясняет их присутствие в полученных образцах (рис.1. а, б), и согласуется с результатами работы [11].

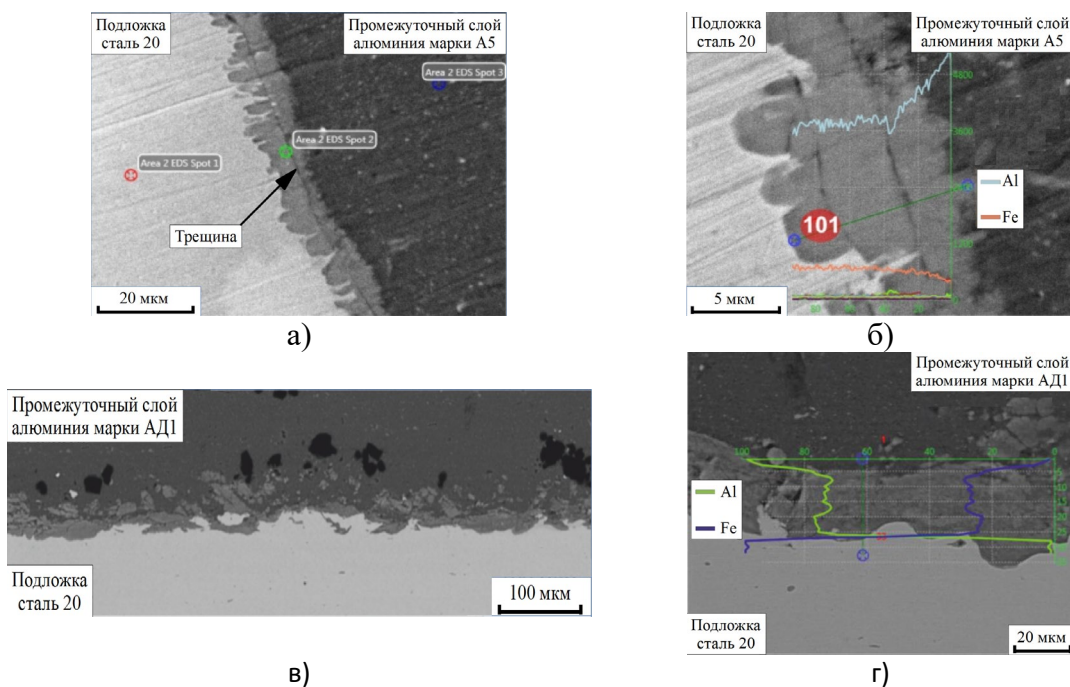


Рисунок 1 – Микроструктура (а, в) и распределение химических элементов (б, г) в интерметаллидах на границе раздела подложка-промежуточный слой, полученный процессом дугового алитирования (а, б) и процессом сварки взрывом (в, г)

В процессе сварки взрывом на границе раздела между подложкой и промежуточным слоем формируется диффузионная зона из интерметаллидов системы Fe-Al в виде «оплавов», имеющих дискретный характер и неравномерную толщину от 5 до 30 мкм (среднее 16 мкм), а также зон свободных от них (рис.1, в). Кроме того, на удалении до 50 мкм от границы раздела наблюдаются многочисленные отколы интерметаллидной фазы. «Оплавы» однородны по строению и образованы согласно результатам МРСА преимущественно интерметаллидами на основе алюминия  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_5$  и  $FeAl_6$  (рис.1, г). Подобные фазы формируются при высоких скоростях кристаллизации, характерных для процесса сварки взрывом [8].

Покрытия из алюминиевого сплава 4047, полученные на стали процессом аргодуговой наплавки с полным проплавлением промежуточного слоя, достигают толщины 5 мм. При этом кремнийсодержащий алюминиевый расплав взаимодействует не с

поверхностью стальной подложки, а с интерметаллидами, образовавшимися на границе раздела при формировании промежуточного слоя. Это приводит к значительным изменениям диффузионной зоны на границе раздела в результате которых в ней можно выделить характерные области (рис. 2):

- область I, образовавшуюся в результате полного проплавления промежуточного слоя и ограниченную размерами сварочной ванны;
- область II протяженностью до 400 мкм от наплавленного металла, подвергнушаяся нагреву выше температур начала интенсивного роста интерметаллидов системы Fe-Al.

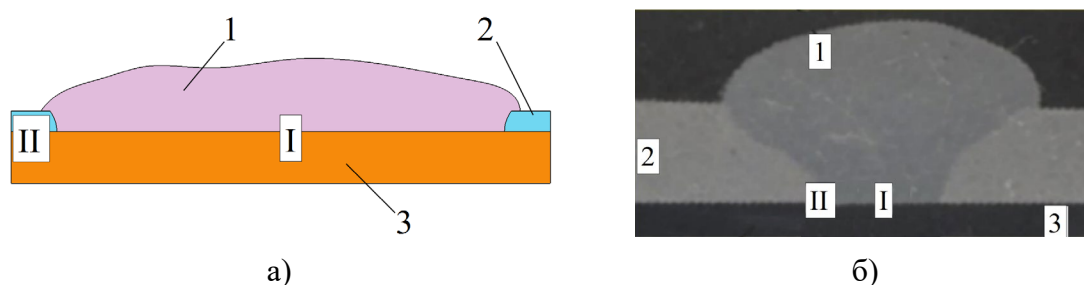


Рисунок 2 – Схема (а) и макроструктура (б) изготовленных образцов.

Цифрами обозначены: 1 – наплавленный слой из алюминиевого сплава 4047; 2 – промежуточный слой из алюминия марки А5 или АД1; 3 – подложка из стали 20

Изготовленные наплавкой с полным проплавлением полученного дуговым алитированием промежуточного слоя, образцы в области I характеризуются сплошным интерметаллидным слоем толщиной от 7 до 22 мкм (среднее 18 мкм) (рис.3, а). Процессе наплавки приводит к частичному растворению исходного слоя системы Fe-Al и развитию процесса диффузии в него кремния, о чем согласно результатам МРСА свидетельствует появление интерметаллидной фазы  $Al_{7,4}Fe_{1,8}Si$ . Образование подобных тройных фаз системы Fe-Al-Si, приводящих к снижению скорости взаимной диффузии алюминия и железа, происходит за счет замещения алюминия кремнием и занятия им структурных вакансий в составе исходных двойных интерметаллидов ( $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_3$ ) [12]. Слой интерметаллидов, расположенный в области II, сохраняет исходный фазовый состав. Однако, вследствие нагрева в процессе наплавки до температур, превышающих начало интенсивного роста интерметаллидов, происходит увеличение до 50% (с 8 до 12 мкм) его средней толщины по сравнению с исходным состоянием (рис.3, б). Причем, прослойка интерметаллидов, граничащая с промежуточным слоем характеризуется множеством трещин, появление которых связано с высокой твердостью и хрупкостью образующих ее фаз на основе алюминия ( $FeAl_3$  и  $Fe_2Al_5$ ), что подтверждается данными МРСА.

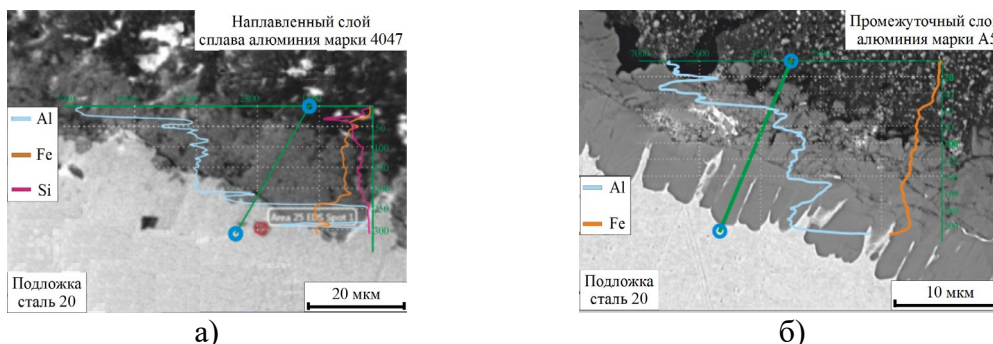


Рисунок 3 – Микроструктура и состав интерметаллидного слоя в области I (а) и II (б) образца, изготовленного процессом наплавки с полным проплавлением полученного дуговым алитированием промежуточного слоя

Интерметаллидный слой в области I образцов, полученных наплавкой с полным проплавлением промежуточного слоя, сформированного процессом сварки взрывом, характеризуется сплошностью и непрерывностью в результате образования интерметаллидов в местах их отсутствия на границе раздела, и имеет толщину от 2 до 10 мкм (среднее 5 мкм) (рис.4, а, б). Легирование наплавочного материала кремнием, наряду с развитием диффузионных процессов при контакте расплава с твердой подложкой приводят к формированию тройных систем Fe-Al-Si, обладающих меньшими значениями скорости роста по сравнению с двойной системой Fe-Al [16].

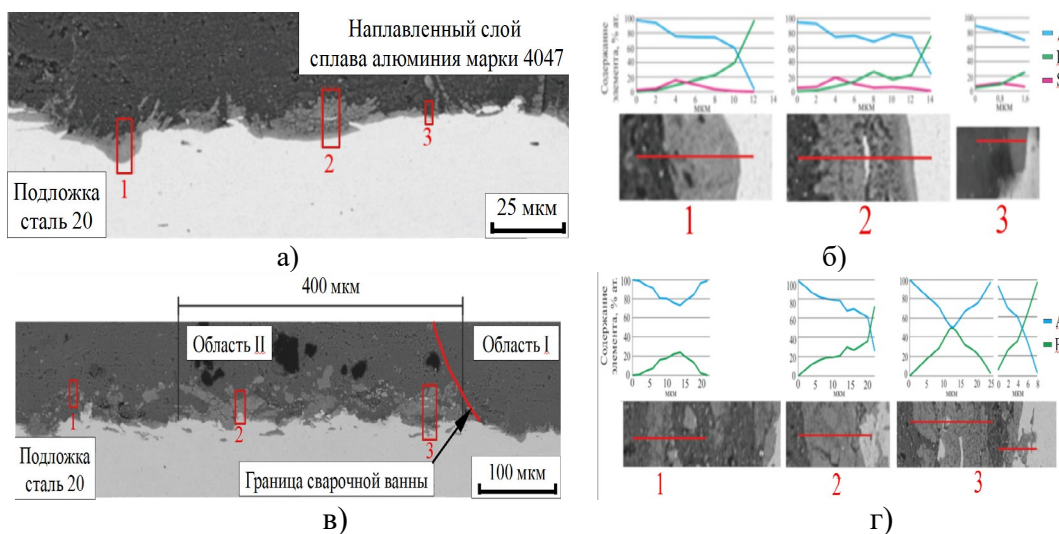


Рисунок 4 – Микроструктура (а, в) и состав (б, г) интерметаллидного слоя в области I (а, б) и II (в, г) образцов, изготовленных процессом наплавки с полным проплавлением полученного сваркой взрывом промежуточного слоя

В интерметаллидном слое области II происходит рост «оплавов» в процессе наплавки (рис.4, г). Активация диффузионных процессов вследствие термического воздействия процесса наплавки сопровождается насыщением интерметаллидов железом и изменением их



стехиометрического состава с  $\text{FeAl}_5$  и  $\text{FeAl}_6$  на  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$ ,  $\text{FeAl}_2$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  (рис.4, г). Включения интерметаллидов характеризуются увеличенным с 16 до 30 мкм по сравнению с исходным состоянием средним размером. Также, следует отметить, что они обладают переменным стехиометрическим составом: от  $\text{FeAl}_2$  в центральной части до  $\text{FeAl}_5/\text{FeAl}_6$  на периферии (рис.4, г).

Испытания по оценки адгезионной прочности показали, что образцы, полученные наплавкой с полным проплавлением промежуточного слоя, нанесенного дуговым алитированием, обладают средними значениями прочности 15 и 25 МПа на срез и отрыв соответственно. Адгезионная прочность покрытий, сформированных наплавкой с полным проплавлением промежуточного слоя, изготовленного сваркой взрывом, составляет 37,8 и 43 МПа при испытаниях на срез и отрыв.

Таким образом, увеличение скорости диффузии в результате термического воздействия при нанесении алюминиевого покрытия на сталь с полным проплавлением промежуточного слоя из чистого алюминия марки А5, полученного предварительно дуговым алитированием, в сочетании с неравномерным распределением интерметаллидов различного стехиометрического состава, приводят к увеличению толщины интерметаллидного слоя на величину до 50% по сравнению с исходными образцами, а также значительному растрескиванию преимущественно со стороны наплавленного слоя, в результате чего значения адгезионной прочности соответствуют 25 МПа. При нанесении алюминиевого покрытия на сталь с полным проплавлением промежуточного слоя из чистого алюминия марки АД1, полученного предварительно процессом сварки взрывом, происходит растворение дискретного слоя двойных интерметаллидов Fe-Al, что приводит к уменьшению толщины интерметаллидного слоя на величину до 60% по сравнению с исходными образцами, в результате чего значения адгезионной прочности достигают 43 МПа.

### **Заключение**

1. Показано, что в процессе дуговой наплавки на сталь с предварительно нанесенным промежуточным алюминиевым слоем матричный расплав КМ контактирует не с чистой сталью, а с имеющимся на границе раздела интерметаллидным слоем системы Fe-Al, что сопровождается частичным его растворением, степень которого зависит от температуры и времени существования сварочной ванны.

2. При сплошном слое интерметаллидов системы Fe-Al, образующихся при нанесении промежуточного алюминиевого слоя методом дугового алитирования, скорость растворения исходных интерметаллидов меньше скорости образования новых тройных систем

Fe-Al-Si, что приводит к росту с 8,2 до 18 мкм среднего значения толщины интерметаллидного слоя в процессе дуговой наплавки покрытий, уровень адгезионной прочности которых составляет 25 МПа.

3. Дискретный интерметаллидный слой системы Fe-Al, образовавшийся при нанесении промежуточного алюминиевого слоя сваркой взрывом, полностью разрушается при контакте с алюмокремниевым расплавом, вследствие чего происходит образование нового сплошного слоя из тройных интерметаллидов системы Fe-Al-Si, характеризующегося меньшей толщиной (10 мкм против 16 мкм в исходном состоянии). Обеспечение вследствие этого адгезионной прочности равной 43 МПа, позволяет рекомендовать сталеалюминиевые композиции для применения в узлах трения современной техники.

### Литература

1. Языков А.Е. Подшипники и маслосистемы: учебное пособие / А.Е. Языков, В.Н. Казанский, Р.Ш. Бускунов. – Челябинск: Цицеро, 2010. – 202 с.
2. Дроконов А.М. Подшипники турбинных установок: учебное пособие / А.М. Дроконов, А.В. Осипов, А.В. Бирюков. – Брянск: БГТУ, 2009. – 103 с.
3. Чернышова Т.А. Разработка и апробация композиционных материалов систем Al-SiC и Al-TiC в узлах трения нефтедобывающего оборудования / Т.А. Чернышова [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 2010. № 5. С. 78-86.
4. Триботехнические свойства антифрикционных покрытий на основе композиционных материалов / Р.С. Михеев [и др.] // Перспективные материалы. 2015. № 3. С. 48-54.
5. Михеев Р.С. Исследование влияния промежуточного алюминиевого слоя на механизм образования интерметаллидов при синтезе функционально-градиентных слоистых сталеалюминиевых композиций / Р.С. Михеев, [и др.] // Сварка и диагностика. 2018. № 5. С. 19-23.
6. The arc characteristics and metal transfer behaviour of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel / H.T. Zhang [et al.] // Materials Science and Engineering A. 2009. Vol. 499. № 1–2. P. 111–113.
7. Литвинов В.В. Особенности сварки взрывом толстолистовых сталеалюминиевых композитов / В.В. Литвинов [и др.] // Известия ВолгГТУ. 2010. Т. 5. № 4. С. 44–49.
8. Злобин Б.С. Совершенствование технологии изготовления сталеалюминиевых вкладышей подшипников скольжения / Б.С. Злобин [и др.] // Известия ВолгГТУ. 2012. Т. 5. № 14. С. 57–63.
9. РД 31.28.09-93 Подшипники скольжения судовые с антифрикционным слоем из сплава на основе олова, свинца. Технические требования к материалам. Типовые технологические процессы. Санкт-Петербург: ЦНИИМФ, 1993. С. 85.
10. ОСТ 92 8629-75 Соединения неразъемные стальных деталей с алюминиевыми через биметаллические переходники. Типы. Технические требования. 1975. С. 37.
11. Crystallography of Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> phase at the interface between solid Fe and liquid Al / N. Takata [et al.] // Intermetallics. 2015. - Vol. 67. P. 1–11.
12. Effects of Si additions on intermetallic compound layer of aluminum-steel TIG welding-brazing joint / J.L. Song [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 488. № 1. P. 217–222.

## **Non-Vacuum Electron Beam Welding and Cutting of Copper**

T. Hassel, A. Beniyash\*, G. Klimov

Institute of Materials Science, Leibniz University of Hannover, Germany

[beniyash@iw.uni-hannover.de](mailto:beniyash@iw.uni-hannover.de)

**Abstract.** Due to its physical properties, like high thermal and electrical conductivity copper is an indispensable material in many branches of industries. However the welding and cutting of copper and its alloys is challenging due to this properties and tendency to absorb gases resulting some defects like porosity or hot cracking. To prevent these, different requirements concerning the welding process have to be fulfilled. One requirement is the use of a highly concentrated heat input. The electron beam in atmosphere (NVEBW) is a suitable tool, which meets this requirement. This publication presents the advantages of NVEBW welding and cutting of copper. The experimental results of low-voltage (NVEBW) of copper will be shown and discussed too. The first portion studied the effects of varying power, travel speed and work distance on mechanical and electrical properties and structure of weldment at 175 kV accelerating voltage. The second portion studied the possibility of application of low-voltage 60kV NVEBW for welding of copper and influence of impurities in the copper on the welding parameters. The third portion studied the process of NVEB cutting of copper using the suction created by a local vacuum underneath the work piece. Experimental results of cutting with extremely high cutting speeds such as 15m/min for 1.5 mm thick and 9m/min for 6mm thick copper will be representing.

**Keywords:** non-vacuum electron beam (NV-EB), low-voltage (NVEB), welding and cutting of copper.

### **Introduction**

Copper materials are just as good weldable as steel materials taking into account the physical properties. However, a problem is the general tendency of non-ferrous metals to absorb atmospheric gases during welding; causing a reduction of the mechanical and technological properties of the weld seam. Therefore, all areas in which during welding occur the temperatures of more than 600 K must be protected from air access [1]. Other important properties for the welding of copper are thermal conductivities as well as the thermal expansion. In comparison with alloyed steel, pure copper has an approx. 9 times higher thermal conductivity at room temperature (401 W/m<sup>o</sup>K copper and 46 W/m<sup>o</sup>K 1132 steel ) and a 13 times higher thermal conductivity at 1000 °C (352W/m<sup>o</sup>K and 27 W/m<sup>o</sup>K) respectively. [2]. Compared to steel, thermal expansion increases by 1.4 times and approximately twice as much as shrinkage during solidification [1, 3], which causes a large welding deformation. The high thermal conductivity leads to a dissipation of a large part of the introduced energy into the surrounding base material. The dissipated energy is no longer available for melting the base material. In the liquid state tends copper to absorb gases from the atmosphere, including oxygen and hydrogen. Oxygen is in solid copper at the solidification temperature of the eutectic (1065 ° C) only to 0.09% soluble [4]. Already at low quantities is due to the eutectic reaction of the

residual melt Cu formed oxide (Cu<sub>2</sub>O). The hydrogen diffuses through the copper and reduced the inclusions of Cu<sub>2</sub>O, forming H<sub>2</sub>O (water), which then forms pressurized bubbles at the grain boundaries. This process can cause the grains to be forced away from each other, and is known as steam embrittlement or "hydrogen disease". [4] Based on the foregoing, should be selected welding technology.

Arc welding of copper and its alloys is widespread but challenging due physical properties of copper. To prevent the welding defects different requirements of the welding process have to be fulfilled. One requirement is the use of a highly concentrated heat input to minimise of weld pool size. Laser welding and electron beam welding (EBW) are the suitable technology, which meets this requirement. However, these technologies are not without drawbacks.

Due to low absorption at room temperature, copper materials are classified as difficult to weld with state-of-the-art lasers Fig.1. The low absorption also causes high sensitivity to variations in surface conditions. Green laser radiation shows a considerable higher absorption at room temperature. So for copper SE-Cu58 at wavelength 515 nm absorption reaches 42.8% [5]. However, green lasers have relatively low power and can only be used on thin material.

Electron Beam Welding in vacuum (EBW) technology is an established and widely adopted technique in industry. There are numerous applications of EBW in electrical, nuclear and automotive industry. EBW equipment covers a range of power from 2 to 200 kW. Vacuum chambers with volumes ranging from several litres (in the electronics industry) to several hundred cubic meters (aviation structures, heavy, petrochemical and nuclear) industries allow welding material from a fraction of a millimetre to 200 mm thick [6].

The main disadvantage of EBW in a vacuum is the presence of a vacuum chamber, which increases the cost of equipment and reduces productivity. The preparation of edges for EBW requires high precision. As a rule, welding is performed with maximum joint opening of 1% of the material thickness, which requires milling of the edges. During the welding of copper in vacuum occurs intense evaporation. This evaporation cause's formation of pores due to degassing of the molten metal in vacuum and to thinning of weld seam. To reduce pore formation, it is necessary to increase the lifetime of the weld pool, which significantly reduces the welding speed. Reference [7] reports that defect-free welds of copper thickness of 2-4 mm are obtained at speeds not above 0.3m / min.

Electron beam welding in the atmosphere (NV-EBW) is free of a significant part of the above disadvantages.

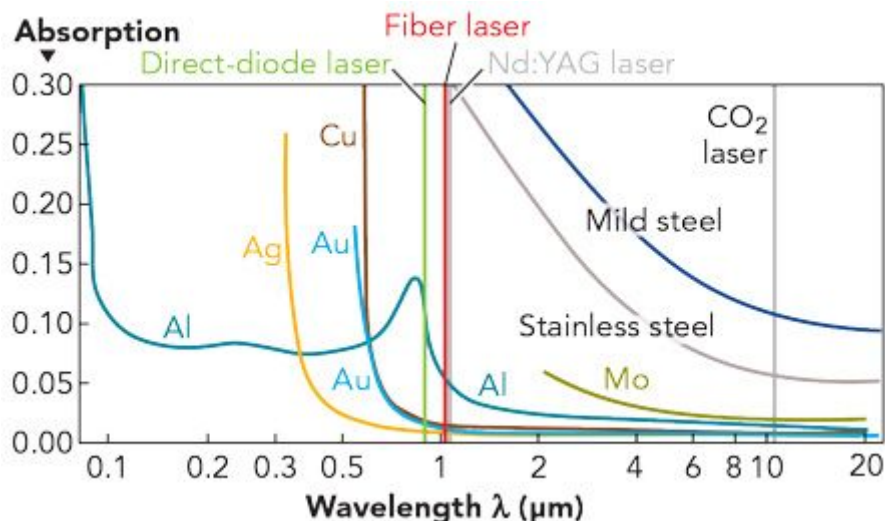


Figure 1 – Light absorption by various metals, depending on the wavelength for normal incidence at room temperature [8]

Non-vacuum electron beam welding employs essentially the same equipment as vacuum electron beam welding except that the working chamber is replaced by an orifice system [9, 10]. The electron beam emerges from the gun column via a series of differentially pumped vacuum stages, which are separated by small diameter orifices. Thus, the need for evacuation time is eliminated, as the orifice system and the generator column are permanently kept under vacuum. The very high welding speed and adaptability to automation makes NV-EBW especially useful for mass production with very high output [11]. Welding speeds up to 60 m/min for 1 mm thickness sheet are possible, as well as welding with deep penetration up to 20 mm at 0.5 m/min, which is significantly higher than laser or EBW in vacuum [12, 13]. Compared to the laser beam or EBW, the electron beam on atmosphere has a more divergent profile. This guarantees a good gap bridging ability and the welding process has a wide tolerance towards inaccurate positioning. This technology is a promising alternative to laser and EBW in vacuum for welding and cutting of copper.

### Experimental Setup

The welding tests were performed at a Non Vacuum Electron Beam Welding machine from PTR GmbH Company, which is situated in the Institute of Materials Science at the University of Hanover, Fig. 2. The system has a maximum high voltage of 175 kV and beam power of 25 kW. For 3-D welding operations a CNC-work table with a travel length of 3.0 x 0.8 m in x-, y-direction can be used. A welding wire feeding system is completely integrated in the NVEB welder. Furthermore, the machine allows welding with pulsed beam current with variable frequencies between one and 999 Hz and pulse/break-ratios between 0 and 100 %. Principle set-up of NVEB is shown in Fig.3.



Figure 2 – 175 kV-Non Vacuum Electron Beam Welding machine in the Institute of Materials Science, University of Hanover

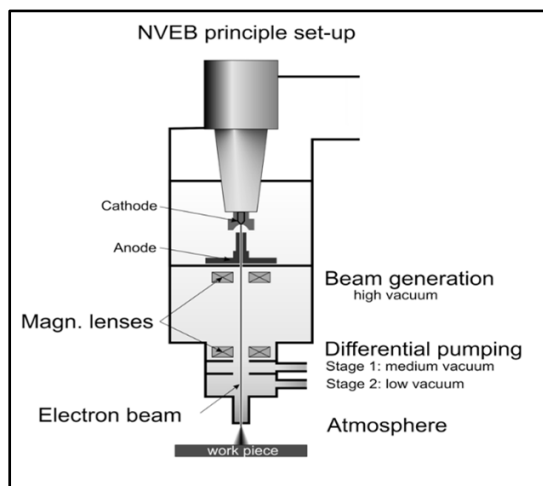


Figure 3 – Principle set-up of NVEBW facility

Welding tests were performed on sheets of copper with thicknesses of 0,8; 1.5 und 6 mm. Physical properties and composition of copper samples are given in the Table I.

**Table I**

Composition and physical properties of various grades of pure copper

Cu-grade	Alloy components (mass fraction %)	Thermal conductivity W/m·°K	Specific electrical conductivity MS/m
Cu-OFE	-	393	58,0-59,1
Cu-HCP	P: 0,002-0,007	385	57,0-59,0
Cu-ETP	Bi: <0,0005 O: <0,0400 Pb: <0,0050	394	55-57
Cu-DHP	P: 0,0150-0,0400	305	43

### Welding tests at 175 kV accelerating voltage

In experiments on a setup with an accelerating voltage of 175 kV, the influence of welding parameters on the properties of welded joints was studied. The high efficiency, the material-independent energy coupling in connection with a high total available power of 175kV machine make it possible to realize high welding speeds. The high thermal conductivity of copper leads to an increased dissipation of heat into the workpiece. Therefore, the relationship between thermal efficiency and welding parameters is very important. The thermal efficiency can be defined as being the ratio of the energy required to melt the weld bead to the total energy input over the same distance. The melting efficiency can be characterised used the linear energy, which representing the amount of energy per unit distance travelled. Figure 4 shows which linear energies have to be used to weld through 3 mm thick copper sheets using

NVEBW. If one compares the necessary rated energy of 0.46 kJ / mm at 0.5 m / min, this can already be reduced to approximately one third (0.17 kJ / mm) at a welding speed of 4 m / min. Due to the high welding speed so less heat input into the workpiece can be achieved at the same penetration.

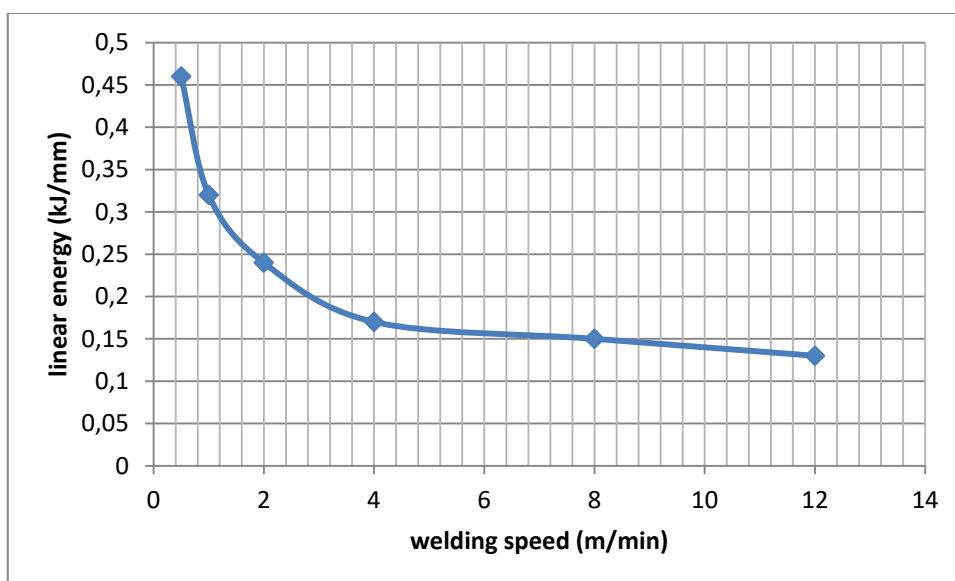


Figure 4 – Linear energy vs welding speed for 3 mm DHP- copper

Despite the large power reserve of NV EB welder, an increase in welding speed has a limit. The welding speed is limited of such weld bead instability as humping or undercut bead. Humping can be defined as periodic undulations of the weld with undercutting along the edges of the weld seem Fig.5. Until now, there is no generally accepted theory of the origin of humping. The Rayleigh instability mechanism bears apparent similarities to the humping phenomenon, so it has been adopted and extended by many researchers to explain and describe the shape of molten beads deposited on a solid surface and also to determine conditions for instability by capillary forces [14, 15]. Other models are based on the flow of molten metal in a weld pool due to the Marangoni effect [16, 17]. Two main factors: the welding speed and penetration affect the shape of the weld. With increase in the penetration depth the threshold speed of undercuts and humping decreases. In our experiments on 3 mm thick, through-welded sheets at working distance of 15 mm with welding speeds up to 8 m/min no humping has been observed. At penetration depths in the range of 6 mm, the formation of humping could be observed at the welding speed of 3 m / min. Basically humping comes out of the weld pool dynamic, so factors that affect the dynamics may also have an effect on humping. This includes the working distance as a parameter, which influences the beam diameter and the power density via the scattering in the atmosphere.

In our experiments the copper sheets of 1.5mm, 3 mm, 6 mm and 10 mm were examined Fig 6, 7. The welding parameters are given in the Table II. Due to its low viscosity, copper melt tends to flow out of the weld. For the 3 mm

sheets, a sagging of the weld root of 0.2 mm to 0.3 mm can be observed. For sheets with a thickness of more than 3 mm, a bath support must be used.

In the cross section of the welded joint Fig. 8, can be seen the fusion zone (FZ) consists of columnar crystal which crystal axes are directed normal to the diffusion line, and HAZ which grain size was slightly affected by the heat input applied during the welding. The Cu<sub>2</sub>O inclusions in the weld were not detected.

**Table II**

Welding parameters for copper sheets at NVEBW with 175 kV accelerating voltage

Material	Thickness (mm)	Beam current (mA)	Welding speed (m/min)	Work distance (mm)	Remarks
DHP	1,5	45	10	15	good
DHP	1,5	67	14	15	undercut
DHP	1,5	90	15	20	humping
DHP	3	80	8	15	good
ETP	6	103	5	8	good
ETP	10	140	2	10	good

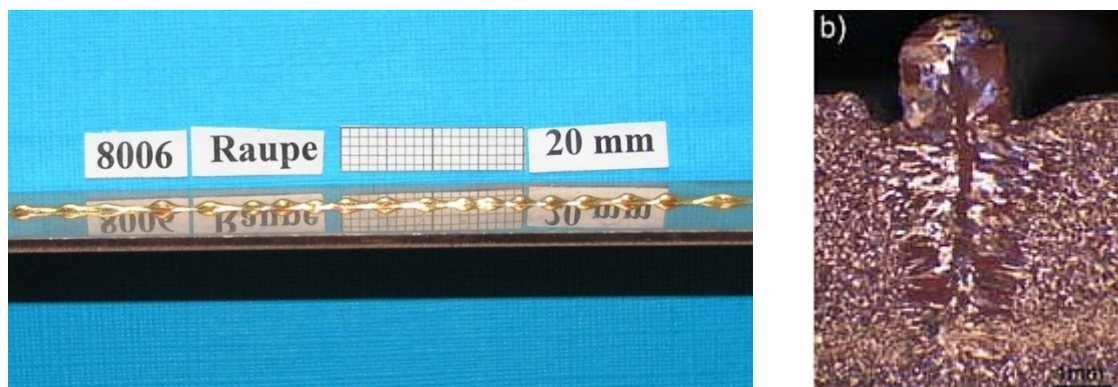


Figure 5 – The Humping on 1.5 mm DHP-copper, a) welding bead b) cross-section of hump, (beam current 90 mA, work distance 20 mm, welding speed 15m/min)



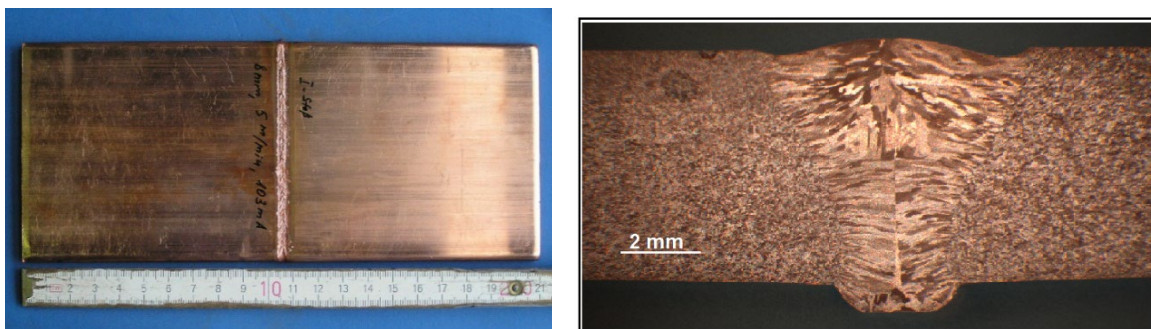


Figure 6 – Weld seam and macro-section of copper ETP 6 mm Plate (welding speed 5 m/min, working distance 8 mm, beam current 103 mA)

As mentioned above, oxygen has a negative effect on the properties of copper. In conventional non-vacuum electron beam welding, the welding process takes place under atmospheric conditions without protective gas coverage. Since oxygen has an influence on the properties of the joint, such as pore or crack formation, finally, the uptake of oxygen has been considered using the example of the oxygen-containing copper Cu-ETP. Compared with the base material with an oxygen content of 89 ppm, an increase in the weld metal to about 225 ppm oxygen content was found. In addition, experiments have been carried out under atmosphere of argon. Wherein only a slight increase in the oxygen content in the weld to about 108 ppm oxygen has been found.

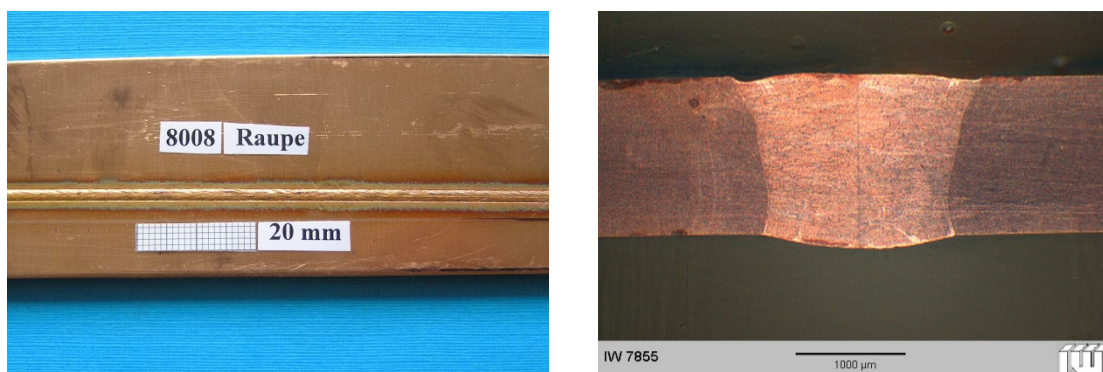


Figure 7 – Weld seam and cross-section of 1.5 mm DHP-copper (beam current 45 mA, work distance 15 mm, welding speed 10 m/min)

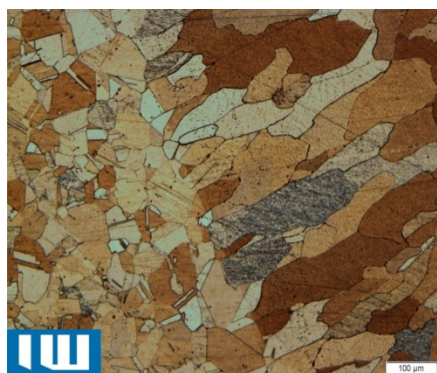


Figure 8 – Microstructure of FZ Cu –ETP, 6mm, (mag. x50)

### Welding Experiments with acceleration voltage 60 kV

Among specialists in electron beam welding, it is considered impractical to use an accelerating voltage of less than 150 kV for NVEBW, because due to the strong scattering of a low-energy beam in the atmosphere, the power density in the work area is not high. On the other hand, the requirements for the X-ray protection can be reduced and EB Generator can be small. For some applications such as brazing or welding of thin materials NVEBW at low acceleration voltage is of the great interest. Recently, in the Institute of Materials Science at the Leibniz University Hannover were carried out successful experiments on welding in the atmosphere at an accelerating voltage of 60 kV[Th]. In the experiments, copper sheets of DHP and ETP grades with a thickness of 0.8, 1.5 and 2 mm were used. The maximum welding speed on sheets with a thickness of 0.8 mm reached 9m / min. The welding parameters are presented in Table III. Fig 9,10,11 shown cross-section welds obtained at a welding speed of 2,6 and 9 m/min and a working distance of 10,6 and 4 mm respectively. An inhomogeneous weld without full penetration was observed by welding of 2 mm sheets Fig 12. The weld width was wider at the area near the ending point than the starting point area since the material at the beginning of seam is cold; the beam energy is insufficient to melt the metal.



Figure 9 – Cross section welds of Cu-ETP: 1,5 mm, 2 m/min, 60 kV, 130 mA, 10 mm



Figure 10 – Cross section welds of Cu-DHP: 0.8 mm, 6 m/min, 60 kV, 120 mA, 6 mm



Figure 11 – Cross section welds of Cu-DHP: 0.8 mm, 9 m/min, 60 kV, 120 mA, 4 mm



Figure 12 – An inhomogeneous weld of 2 mm Cu-ETP

Tensile strength testing of the welds of 0.8 mm ETP copper was conducted in compliance with the DIN EN ISO 6892-1 at room temperature using universal tensile testing machine Zwick Z100 operating with a crosshead speed of 0.5 mm/s. Dimensions of a tensile testing sample are illustrated in Figure 13. Results of tensile strength testing are summarized in Table III.

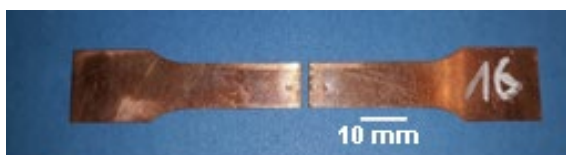


Figure 13 – Copper sample 0.8 mm thick after tensile strength testing

**Table III**

The tensile test of the weld

Nr.	R <sub>p0.2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	Failure area
base	186,01	252,42	base
3	137,78	165,95	FZ
9	151,87	188,99	FZ
16	137,82	146,19	FZ

The tensile strength of the weld reduced average 23% in comparison with the base material. The sample failed at the centre of the FZ, as indicated in Fig. 13. Fig. 14 shows the comparison of mechanical properties between welded samples and a reference sample.

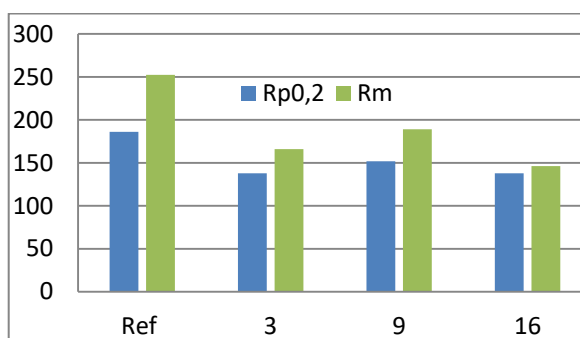


Figure 14 – The comparison of mechanical properties between welded samples and a reference sample

### Electrical conductivity of the weld

Figure 15 shows a diagram for measuring the electrical conductivity of welded samples. The voltage drop was measured at a distance of 100 mm and 10mm at the current of 100 amperes for 2 seconds are shown in the Table IV. In the weld area, there is a slight increase in voltage drop compared to the base metal. The electrical properties of pure copper will only be affected when impurities are formed in the welds. The electrical measurement showed that welds was not significantly modified after the NV EB welding process.

**Table IV**

The voltage drop at the 100A current

Nr. spec.	voltage drop mV (10 mm)	voltage drop mV (100 mm)
3	2,15	18,11
9	2,06	18,07
16	2,16	18,09
Ref.	1,95	18,10

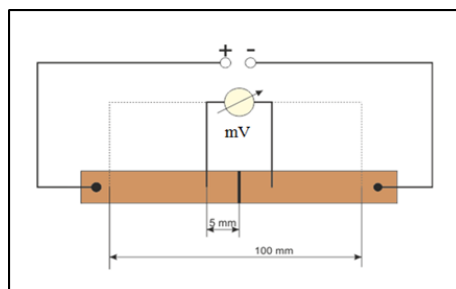


Figure 15 – Principal set-up for measuring the electrical conductivity of welded samples

### Electron beam cutting

Most thermal cutting processes employ a concentrated gas jet directed onto the process zone to remove molten metal from the kerf. Contrasting to conventional cutting processes, we were able to realize a cutting process that utilizes a local low vacuum underneath the process zone. This is realized providing an area with under-pressure or low-vacuum between 100 and 500 mbar using a sliding seal. The electron beam melts the material and due to the pressure gradient between both sides of the workpiece a strong gas flow is induced across the melting front, carrying molten and evaporated metal as well as smoke away from the kerf. This approach avoids high stagnation pressure, which will increase the beam power density and therefore will achieve very high cutting speeds. The gas flow can interact precisely at the melt front and will force the molten metal downwards. In another way than for a trailing gas jet, there is no dependence on the direction of the cut, so that curved contours can easily be realized. Experimental set-up for NVEB cutting with local suction were developed in Institute of Material Science of Leibniz University of Hannover. [19, 20]. It is important to remark that this method requires no change to the beam generator or pressure stage system of the original NVEB welder. Cutting experiments have been done with copper plates of 6 mm thickness. The 6 mm plates could be safely cut with a speed of 9 m/min at a working distance of 2 mm. The cut edges show a small ridge of residual melt droplets at the bottom edge. Macro- and micro-section examinations of these specimens show no sign of thermal influence induced by the cutting process Fig.16, 17. The cut surface shows typical cutting groves for such materials, the JIS-B0601 (1994) roughness Rz is 135  $\mu\text{m}$  Fig. 18 The width of the kerf is 1.4 mm on the top cut edge and 1.00 mm at the bottom cut edge measured from the macro-section profile. This agrees with an EN ISO 9013 quality grade of 3 for angular deviation.

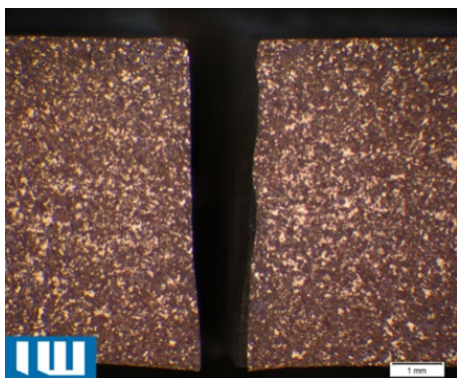


Figure 16 – Macro-section of NVEB-cut of 6 mm thick ETP-copper with 9 m/min at 24.5 kW



Figure 17 – Micro-section of NVEB-cut of 6 mm thick ETP-copper with 9 m/min at 24.5 kW.( mag.x50)

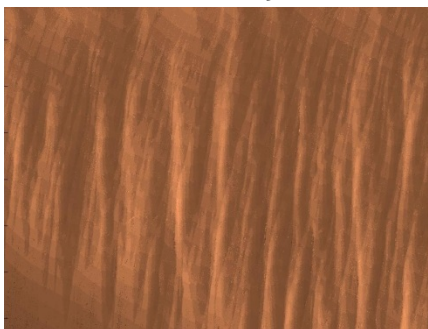


Figure 3D laser scan of the cut edges

## Conclusions

1. The non-vacuum electron beam (NVEB), due to its high power density, is a suitable tool for welding and cutting copper.
2. Due to the high welding speed and small size of the weld pool, the influence of the welding cycle on the material properties is minimal
3. Welding speed is limited by the appearance of humping
4. A low-energy beam with an accelerating voltage of 60 kV allows welding of copper sheets up to 2 mm thick with high speed.
5. No significant changes of electrical resistivity and chemical composition of welds were observed after welding.
6. A new cutting method with local low vacuum underneath the process zone allows cutting of 6mm copper at speeds up to 9 m / min with high quality cuts.

## References

1. Schulze G. Die Metallurgie des Schweißens. 3. Auflage, Berlin, Springer-Verlag, 2004.
2. Handbook of chemistry and physics, CRC Press 88<sup>th</sup> edition, 2007-2008.
3. Dorn L. Metallphysikalische Vorgänge beim Schweißen von Kupfer und Kupferlegierungen–Werkstoffliche, Grundlagen. Schweißen und Schneiden Nr. 12, Jg. 39, (1987).
4. Schweißen von Kupfer und Kupferlegierungen, Deutsche Kupferinstitut Informationsdruck i.12 Auflage 2009.
5. Englera S.; Ramsayera R.; Poprawe R. Process Studies on Laser Welding of Copper with Brilliant Green and Infrared Lasers. Physics Procedia 12 (2011) 339–346.
6. Dobeneck D 2007 An International History of Electron Beam Welding (Germany: Pro-beam AG) 1st ed.

7. Nazarenko O, et.al. Electron Beam Welding. Kiev: Naukova Dumka, 1987 in rus.
8. <https://www.akelalaser.com/markets/industrial/diode-laser-cutting/>
9. Arata Y. Tomie M. Some Fundamental Properties of Non-Vacuum Electron Beam. JWS, September 1970.
10. Powers D.E. Non-vacuum Electron Beam Welding Enhances Automotive Manufacturing. Welding Journal, Vol.76, Nov.1997.
11. Hinse-Stern A., Schwab U. Elektronenstrahlschweißen an Atmosphäre (NVEBW) von Modulträgern. 6 International Konferenz „Strahltechnik“ 26.04–28.04.2004.
12. U. Draugelates, et. al. Hochgeschwindigkeit Elektronenstrahlschweißen von Aluminium unter Atmosphärendruck Schweißen und Schneiden 52 (2000) Heft 6.
13. Bach Fr.-W., Beniyash A. Lau. K., Konya. R. Non-vacuum electron beam welding of structural steels. Paton Welding Journal. May 2009.
14. B.J. Bradstreet. Effect of surface tension and metal flow on weld bead formation. Weld. J., 1968, vol. 47 (7), pp. 314–22.
15. Tsukamoto S.H., Irie H. et.al. Effect of beam current on humping bead formation in electron beam welding. Transaction of National Research Institute of Metals. Vol. 26, Feb. 1984, p. 35-50.
16. Mills K.G., Keene B.J. Factor affecting variable welding penetration. International Material Review, 35, 1990, pp. 185-216.
17. U. Reisinger, M. Schleser, A. Abdurachmanov, G. Turichin, E. Valdaitseva, F-W. Bach, T. Hassel, A. Beniyash. Investigation of factors influencing the formation of weld defects in non-vacuum electron beam welding. The Paton Welding Journal, 2, 2012, pp. 11-18.
18. T. Hassel, G. Klimov and A. Beniyash. Beam extraction using non vacuum electron beam by reduced acceleration voltage, in: Beam Technologies and Laser Application, Journal of Physics: Conf. Series 1109 IOP Publishing, 2018.
19. T. Hassel, N. Murray, G. Klimov, A. Beniyash. Cutting and Welding of High-Strength Steels Using Non-Vacuum Electron Beam as a Universal Tool for Material Processing, World Journal of Engineering and Technology, 2016, 4, pp.598-607.
20. Beniyash A., Murray N., Klimov G., Hassel T. Using a non-vacuum electron beam as a universal tool for material processing. Вторая международная конференция «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии» // "Национальный Исследовательский Университет "МЭИ" 14-17 ноября 2017 года: Сборник материалов и докладов – М.: Издательство МЭИ, 2017. – 534 с.

## **Creation of corrosion resistant coatings on ductile iron by re-melting flame sprayed layers using laser and electron beam**

D Drimal<sup>1</sup>, F Kolenic<sup>1</sup>, M Simek<sup>1</sup>

<sup>1</sup> PRVA ZVARACSKA, a. s., Kopcianska 14, Bratislava, 851 01 Slovak Republic

E-mail: [drimal.daniel@pzvar.sk](mailto:drimal.daniel@pzvar.sk)

**Abstract.** The paper presents the results of the research of the formation of thin surface corrosion resistant layers on ductile iron with spheroidal graphite. Surface layers were created by a two-step technological process. In a first step, the surface layer material was applied to the surface of the ductile iron by means of a flame-powder coating in a thickness of 0.8 to 1 mm. The compaction of the layer was carried out in the second step by means of a defocused laser beam or a programmed-deflected electron beam. The influence of the laser beam defocusing and the influence of the energy distribution of the deflected electron beam on the characteristics of the formed thin surface layer was studied. 12 mm thick GGG 40 ductile iron samples were used as the basic experimental material. The Ni-B-Si-type nickel powder with the designation NP22 and Ni-Cr-B-Si-type nickel powders of the type NP52 were used to form the surface layer. The quality of layers was assessed on the basis of surface forming, metallographic evaluation of selected properties of the layer and measurement of microhardness at the interface of the layer and the base material.

### **Introduction**

In modern history, the first ductile cast iron was produced in 1934, but its broader industrial use is dated from the discovery of possibility of its modification by magnesium in master alloy with nickel in 1942 [1]. Extremely good mechanical properties, good workability and relatively low price per kilogramme are the most important reasons for a broad use of ductile cast irons in industry. An alloy with graphite in the form of globules is characterised by a strength of 400 MPa and has approximately 10% lower density in comparison with cast steel. It is used mainly in the automotive and mechanical engineering industry. As the nuclear energy industry was developing, it also became widely used in the production of heavy thick-walled castings – transport and storage containers for spent nuclear fuel [2-5]. Due to a relatively low corrosion resistance of ductile cast iron, the need for a significant increase of its corrosion resistance arises. One of the solutions to this problem is creating a thin surface layer on functional and contact surfaces of the container. General requirements for surface finishing of functional surfaces of a cast iron container intended for use in nuclear energy industry are as follows:

- High corrosion resistance.
- Provision of surface decontamination (dependent on surface porosity).
- Heat resistance of the layer ca. up to 300°C.
- Stability in radioactive environment.

- Resistance to potential damage during handling.
- Homogeneity of the layer also after metalworking without through discontinuities.
- Guaranteed cohesion with the base material.
- Repairability.
- Inertness to a boric acid solution in the case of wet storage of spent nuclear fuel.

Similarly, to surface finishing of other metallic materials, arc and beam technologies are applied to cast iron in creating thin, corrosion resistant surface layers. However, the problematic weldability of cast iron prevents practical applicability of these technologies. The greatest obstacle is a high content of carbon, which causes the thermally affected area to be prone to opacification. Also, the situation is complicated due to the ability of solidification of cast iron according to Fe-Fe<sub>3</sub>C metastable system, when C is in the structure in form of ledeburite and cementite, which can have a significant impact on the solidity of the created layer [1, 2]. The objective of the presented experimental tests was to design and verify the technology of creating thin corrosion resistant layers on the ductile cast iron with globular graphite by applying remelting of sprayed flame-powder layers using laser and electron-beam technologies.

### **Problem analysis**

At present, patented methods of electrolytic metallic coating are used for creating functional surface layers on cast irons. The created layers are corrosion resistant and relatively easily decontaminable. However, they possess low resistance to mechanical damage. Methods of creating layers of required properties on cast irons with globular graphite using welding technologies have significant difficulties. The requirements connected with reaching high level of adherence of the layer to the base material and with resistance of the layer to deterioration demand creation of a good metallurgical bond between the layer and the base material. On the other hand, the requirement for a good corrosion resistance poses challenges for a low level of blending the material of the layer with the base material.

Due to the high carbon content, the base material (ductile graphitic cast iron) requires a specific heat mode in the process of surfacing. There is an opinion accepted by professionals that during surfacing of cast iron using arc technologies, application of pre-heating and post-heating is required, with the aim to lower the steepness of thermal gradients and provide solidification of the cast iron according to the stable system (Fe – graphite). The possibility to use arc methods for creating corrosion resistant and decontaminable layers on the ductile cast iron was researched in numerous works [2, 5]. Several noteworthy results were achieved within the research. For example, the use of TIG pulse mode with pulse frequency in the order of hundreds Hz enabled to create solid single-layer- or multiple-layer claddings with nickel-based additive material



without the need to apply pre-heating and/or post-heating. The disadvantages are proneness to cracking as well as low productivity [4].

It appears that application of beam technologies, such as laser and electron beam, is a suitable technological solution. The main assumption for the use of beam technologies is the fact that they have sufficient power to create a metallurgical bond at the interface of the layer with the base material. They enable to create 2D heat fields by defocusing of a laser beam or electron beam and create conditions for minimum blending of the base material with the material of the layer. In addition, during application of electron beam, we can perform the process in vacuum that provides perfect protection of the process against oxidation and also enables degassing of the fused layer. By using a programmable biaxial deflection of electron beam, the conditions for optimisation of areal distribution of beam energy in the process of sprayed layer processing are created [6].

### **Experimental material**

The claddings were executed on test samples with the dimensions of 100 x 100 x 40. The samples were made of GGG 40 alloy type with globular graphite. Following technologies were used:

- 1) Remelting of the sprayed flame-powder layer by defocused laser beam.
- 2) Remelting of the sprayed flame-powder layer by electron beam deflected by programme.

The quality of layers or claddings was assessed based on:

- Visual assessment of surface formation of the cladding.
- Metallographic assessment of integrity and structure on cross sections of claddings (base material – transition layer – cladding). The samples of cross sections of claddings were mechanically ground and polished, and etched for improving the visibility of the structure. The observation was performed using an OLYMPUS GX 51 light microscope equipped by an ARTCAM 300MI digital CCD camera.
- Microhardness measurements – at the interface of the cladding testify to the character of bond and size of blending of the filler material with the base. The test was performed pursuant to STN EN 1043-2 with a load of 100 p and a load time of 10 s. Micro-hardness was measured by a Haneman microhardness meter connected to a NEOPHOT2 metallographic microscope.
- The IPG YLR 4500 solid-substance fibre laser with the maximum output power up to 4.5 kW was used as a laser radiation source. The laser beam was transported to the PRECITEC YW50 welding technological head using optical fibre with a diameter of 0.3 mm. The focal length of the

focusing lens was 200 mm. Protection of surface in laser remelting was provided by an inert gas.

- As a source of electron beam, the PZ EZ ZH4 electron-beam welding device was used, with the power of electron beam up to 15 kW and accelerating voltage of 60 kV, equipped by a system of dynamic biaxial deflection of PZ DF 5 type.

In **laser remelting** of the spraying, a defocused laser beam with a wave length of 1.06  $\mu\text{m}$  was used. The IPG YLR 4500 solid-substance fibre laser with the maximum output power up to 4.5 kW was used as a laser radiation source. The laser beam was transported to the PRECITEC YW50 welding technological head using optical fibre with a diameter of 0.3 mm. The focal length of the focusing lens was 200 mm. During the processing, the focus of laser beam was set in the distance from +40 to +60 mm above the sample surface, which ensured the beam defocusing. By laser beam defocusing, the beam energy density is changing and the energy interacts with the sprayed powder layer. Protection of surface in laser remelting was provided by an inert gas. NP 22 powder was used in the laser experiments.

In **electron-beam processing**, the remelting of the spraying was performed on the PZ EZ EZ4 electron-beam welding device was used, with the power of electron beam up to 30 kW and accelerating voltage of 60 kV. The PZ DF 5 system intended for programmed dynamic biaxial deflection was used for remelting. The biaxial, computer-controlled deflection system enabled to change the area distribution of electron beam by programme. An advantage of electron beam is the fact that the remelting process is carried out in the high vacuum environment, which prevents oxidation, while ensuring good degassing with the effect of decreasing porosity of the remelted layer. A disadvantage is the need of creating a vacuum environment, which may increase the expenses per area unit of cladding creation.

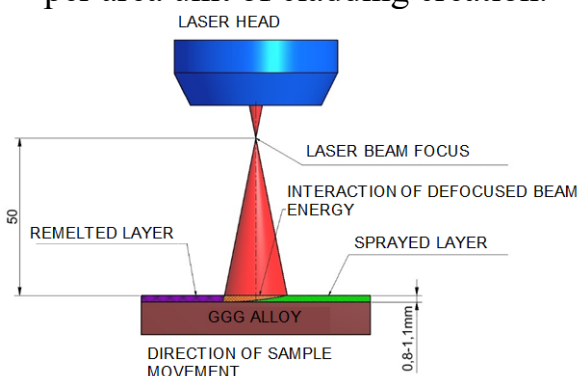


Figure 1 – Principle of laser remelting of the sprayed layer

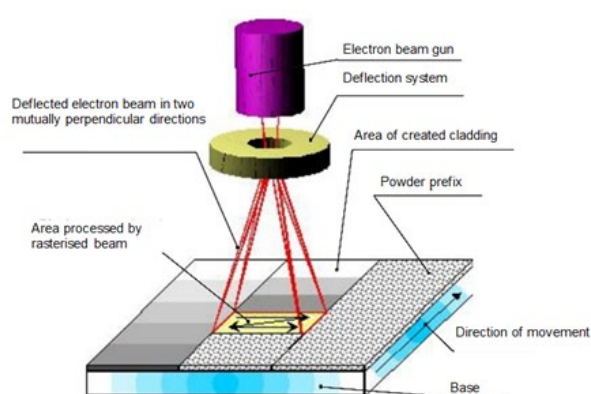


Figure 2 – Principle of processing (remelting) of the sprayed layer by electron beam

The principles of surface processing of the layer applied to the surface of the base material by the technology of flame-powder spraying are depicted on figures 1 and 2. The areal distribution of laser beam energy has a static Gaussian course. On the other hand, the PZ DF5 programmable system of electron beam deflection enables the beam deflection in the angle of  $\pm 7^\circ$  in the latitudinal and also longitudinal direction to the surfacing movement. The maximum frequency in both deflection axes is 15 000 Hz. By programming the deflection system, we influence the course of electron beam energy distribution upon the arrival at the surface layer, i.e. in the processing of the layer. The system enables to reach a constant energy density during the layer processing or any course of beam energy density based on programme commands.

#### *Base material*

GGG 40 ductile cast iron (EN-GJS-400-18) is ferritic with C in the form graphite globules with a minimum tensile strength of 400 MPa. It features high shock resistance and relatively good thermal conductivity. The reference chemical composition of the alloy is specified in Table 1.

**Table 1**

Chemical composition of cast iron GGG 40 in wt. %					
C	Si	Mn	S	P	Mg
3.4 – 3.6	2.5 – 2.7	Max. 0.2	Max. 0.01	Max. 0.05	0.03 – 0.08

#### *Material of applied layer*

##### NP 22 powder

Ni-B-Si-based nickel powder marked as NP22 was used for flame-powder spraying. The NP 22 powder is slag-forming, intended for thermal spraying. The particles have a spherical shape and size of 45 – 90  $\mu\text{m}$ . The melting temperature of NP 22 powder is 1 100  $^\circ\text{C}$  and the applied layer reaches hardness of 18 – 24 HRC. The applied layer is corrosive resistant, abrasion resistant and well machinable. The reference chemical composition of NP 22 alloy is specified in Table 2.

**Table 2**

Chemical composition of powder NP 22 in wt. %				
C	Si	B	Fe	Ni
Max. 0.25	Max. 5.0	Max. 3.0	Max. 5.0	Rest.

##### NP 52 powder

Ni-B-Si-Cr-based nickel powder was used for flame-powder spraying. The NP 52 powder is slag-forming, intended for thermal spraying. The particles have a spherical shape and size of 45 – 90  $\mu\text{m}$ . The melting temperature of NP 52 powder is 1000–1100  $^\circ\text{C}$  and the applied layer reaches hardness of 50 – 54 HRC. The applied layer is flame and corrosive resistant and well machinable. The reference chemical composition of NP 52 alloy is specified in Table 3.

**Table 3**

Chemical composition of powder NP 52 in wt. %					
C	Si	B	Fe	Cr	Ni
Max. 0.4	Max. 5.0	Max. 3.0	Max. 5.0	Max. 11.0	Rest.

### Experimental results

#### *Lase remelting of flame-powder spraying*

Within the experimental works carried out, the possibility of two-stage creation of surface layer with special properties on the cast iron with globular graphite. A layer of Ni-based powder (NP 22, NP 52) was applied to the base material using the flame-powder technology. The thickness of the spraying was 0.8 – 1.2 mm. The structure of the sprayed layer is characterised by a relatively high porosity and a highly rough surface, which hinders the possibility of decontamination or makes it impossible, and lowers the corrosion resistance. Figure 3 depicts the surface of the sprayed layer and Table 4 presents the results of areal semi-quantitative analysis of presence of the most important metal parts of the layer, sprayed by flame-powder spraying. The layer was sprayed by NP 52 nickel powder. The areal EDX analysis results show that the chemical composition corresponds with the reference chemical composition of the powder used.

**Table 4**

Results of areal EDX analysis of the spray layer								
	C	Al	Si	Ca	Cr	Fe	Ni	Total
Spectrum	29.58	1.02	3.38	0.59	10.13	7.16	48.14	100

The measured results point out the fact that the properties of the sprayed layer do not comply with the requirements for corrosion resistance and decontaminability. For this reason, the surface layer was further processed by remelting by laser and electron beam.

In the process of remelting by laser, a defocused laser beam that enables creation of a wider laser beam spot. The defocusing parameters were defined in a way that the laser beam focus was in the distance of +40mm, +50 mm and +60mm above the layer surface. NP 22 nickel powder was used as layer material. With the laser beam power of 4.5 kW, we defined the defocusing value of +50 mm above the surface of sprayed layer as optimal. The width of the laser beam spot was 9 mm. The parameters of processing (remelting) are specified in Table 5. Surface of the remelted layer was smooth without visible surface pores or non-integrities (figure 3).

**Table 5**

Results of areal EDX analysis of the spray layer				
No	Laser beam power, kW	Velocity, mm/s	Focal position	Shielding gas flow rate, l/min
1.	4.5	7	+ 50	15, He
2.	4.5	5	+ 50	15, He
3.	4.5	5	+ 50	15, He
4.	4.5	5	+ 50	15, He



Figure 3 – Surface of remelt runs made by defocused laser beam

Since the powder is slag-forming, a thin, inconsistent layer of slag was created on the surface of the cladding. Inconsistent distribution of energy in the beam was eliminated by applying a change of overlapping of individual weld beads.

A cross section of the remelted spraying (NP 22) together with the details of individual cladding areas are depicted in Figure 4. Remelting of the powder spraying is not even throughout the length. The size of the fused area of the alloy is dependent on geometry of the defocused beam and thickness of the applied layer. The presence of closed pores was found in the cladding. It is possible to see a sintered character of an insufficiently remelted surface layer in the overlapping areas. By optimising the size of overlapping of individual trajectories of layer processing, it is possible to reach the required quasi-homogeneous densification of the spraying with the metallurgic bond with the base material.

The micro-hardness measurement results are specified in Figure 5. The fusion line showed a moderate undulation. The depth of penetration of the melted material into the base material reached the value up to 200  $\mu\text{m}$ . The hardness in the area of moderate blending ranged from 230 to 956  $\text{HV}_{0.1}$ . The undulation of the interface is caused by the presence of graphitic nodules that melt down due to heat mode, which leads to creation of a eutectic with an increased hardness of 839 – 956  $\text{HV}_{0.1}$ . In the heat-affected area, during the heating beyond the austenitisation temperature, carbon saturation of the matrix around the graphite nodules occurred. In the subsequent cooling, the cooling

velocity prevented a complete reverse diffusion of carbon into the graphitic particles and led to pearlite transformation.

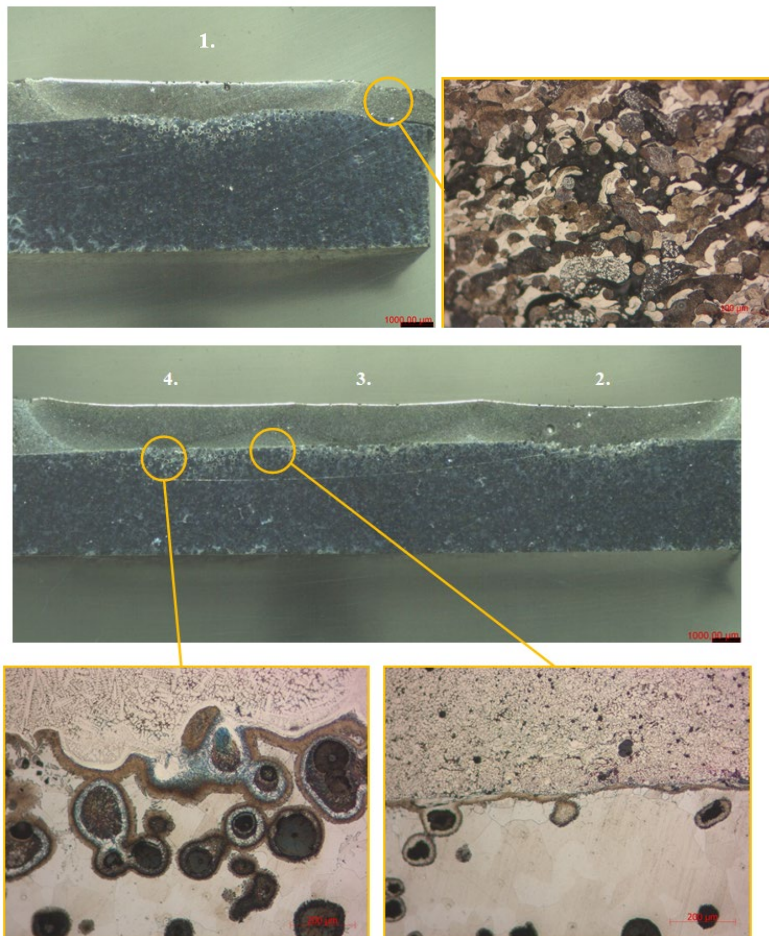


Figure 4 – Macrostructure on cross-sections of laser remelted layer

In the transition areas where the beam energy was only enough for a greater densification of the powder, the undulation of the fusion border is lower and the creation of a eutectic was suppressed, which is proved by results of metallographic observation.

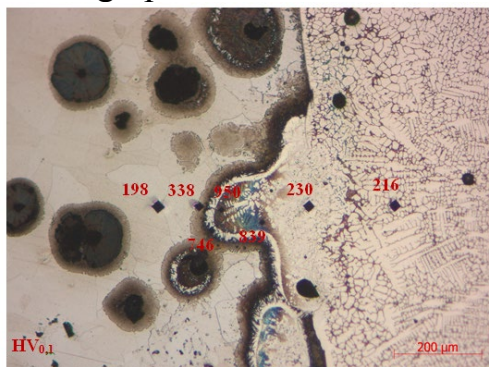


Figure 5 – Microhardness at the interface cast iron GGG 40 – laser remelted layer (NP22 powder)-

#### *Electron beam processing (remelting) of flame-powder spraying*

A similar procedure of remelting of the sprayed layer was selected in the case of using electron beam. Electromagnetic biaxial computer-controlled

deflection of electron beam was used for homogenisation of energy distribution in the beam spot. The remelting parameters are specified in Table 6.

**Table 6**

Electron beam remelting parameters				
Process			Deflection	
Voltage, kV	Beam current, mA	Velocity, mm/s	Ch. A Amplitude /	Ch. B Amplitude /
55	60	5	linear 358 mV 30 Hz	Linear 3 583 mV 1.5 kHz

In the experiments, the samples of GGG 40 alloy sprayed by NP 22 and NP 52 nickel powders were used. Based on the visual assessment, the surface of the remelted layer was moderately undulating with excessive trace edges due to the melting bath dynamics during deflection (Figure 6). A moderate spatter on the surface of the claddings was observed as well.

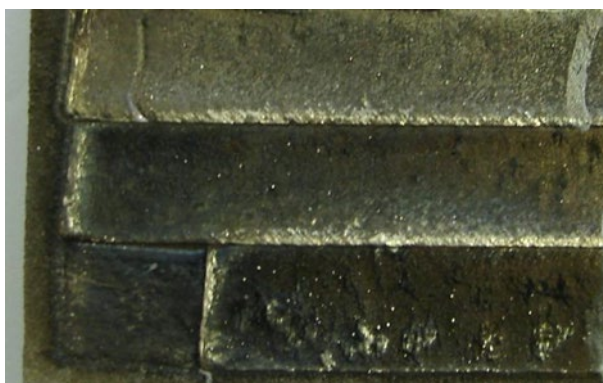


Figure 6 – Surface of electron beam processed NP22 powder layer.

A low blending of the welded layer with the base also resulted in lower values of micro-hardness in the fused area of the alloy (Figure 7). The structure of the remelted area was similar to the structure when using laser beam.

An areal energy – disperse analysis of the remelted powder spraying was created. depicts the surface formation of the sprayed layer of NP 52 powder and Table 7 presents the results of areal semi-quantitative analysis of presence of the most important metal parts of the layer. The EDX analysis results show that the chemical composition corresponds with the chemical composition of the powder used.

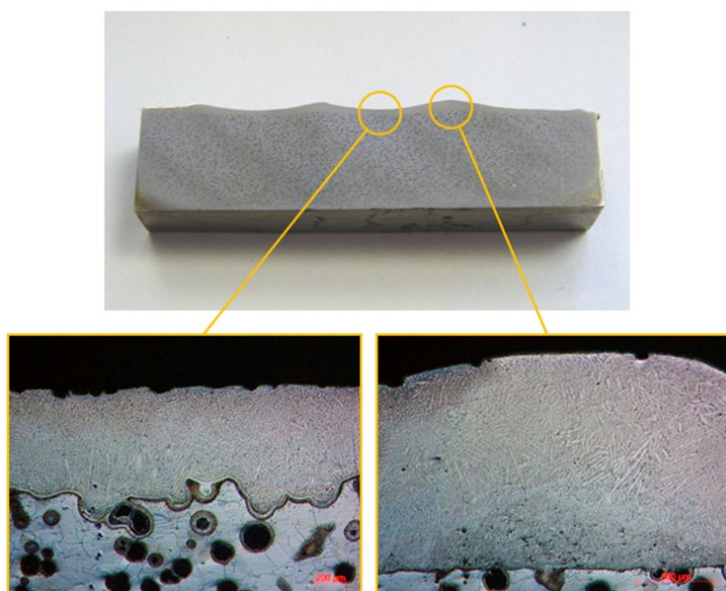


Figure 7 – Cross section of a layer (NP22) melted by electron beam.

**Table 7**

Results of surface EDX analysis of electron beam melted (NP52) layer

	C	Si	Cr	Fe	Ni	Total
Spectrum 18.05	5.39	8.95	5.04	62.57	100	

Figure 8 depicts the results of micro-hardness measurement. The hardness ranged from 272 to 667 HV<sub>0.1</sub>. Due to a lower course velocity of remelting and areal rasterising of the beam, a higher amount of heat was taken in, which led to lowering of the tendency to create hard structures in comparison with laser processing.

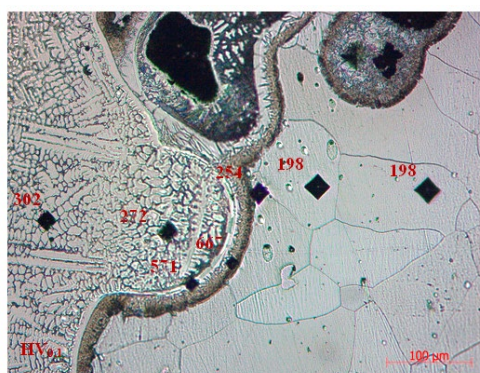


Figure 8 – Microhardness measurement at the weld metal interface (NP22 powder) – cast iron GGG 40

## Conclusion

The objective of the submitted article is to present the possibilities of creating thin surface corrosion resistant layers on GGG 40 ductile cast iron with the use of beam technologies. Within the experimental research, the properties of the surface layers created by a two-stage technology using nickel-based powders were studied. A flame-powder spraying with the thickness of ca. 1 mm



on the ductile cast iron was remelted by electron- or laser beam. Experimental research brought following results:

- Surface layers remelted by laser- as well as electron beam showed compact and integral surface.
- The physical principle of beam technologies enables precise regulation of energy density of the technological process. In comparison with other heat sources, it enables minimum impact on the welded base material.
- The surface of the remelted layer by electron beam was undulating due to the influence of the melting bath dynamics in rasterising, which may be suppressed by optimisation of courses and parameters of electromagnetic deflection.
- A limitation of beam technologies is the size of thickness of the remelted layer per one transition. It was verified that an optimal thickness of the remelted layer in the fusion process of the ductile cast iron is within the range of 0.8 – 1 mm. In case of a greater thickness, the heat effect of the beam is insufficient for its complete remelting and a part of the layer remains sintered.
- The structure of the ductile cast iron influences the properties of the created layer. If graphite is not separated in the form of globules, but in the form of irregular shapes, a probability of more intensive dissolution of such particles increases, which raises the risk of formation of undesirable fragile and hard structures.

Based on the results of the presented research, we may state that application of beam technologies in the creation of corrosive resistant and decontaminable layers on ductile cast iron does not require pre-heating. To reach a solid cladding without the use of pre-heating, it is important to effectively dose the energy into the cladding process together with an appropriate selection of filler material composition (without carbide-forming elements, Cr, B) and thereby positively influence the heat-affected zone microstructure and/or minimise the amount of hard and fragile structures.

### **Acknowledgments**

This research was supported by the Slovak Research and Development Agency based on Contract No. APVV-17-0432 as well as by the project of industrial research of the Ministry of Education, Science, Research and Sport within the call Stimuly 2018 based on Contract Reg. No. 1227/2018.

### **References**

1. *Hrivňák I.* Zváranie a zvariteľnosť materiálov (Welding and weldability of materials), Nakladateľstvo STU v Bratislave, 2009, ISBN 978-80-277-3167-6.
2. *Pascual M, Ferrer C, Rayón E.* Weldability of spheroidal graphite ductile cast iron using Ni / Ni-Fe electrodes, International Journal of Scientific & Engineering Research, Volume 7, Issue 5, May-2016. P. 126.
3. *Hrivňák I.* Theory of weldability of metals and alloys, Elsevier Science Ltd., 1992.
4. *Kearns W H & et al.* Welding handbook, Vol. 4, Metals and their weldability, 7 ed. Miami: AWS, 1997, ISBN 0-87171-218-1.

5. *Steiwart W.* Experience with Ductile Cast Iron Fuel Casks, DSFM Reg Conference, 20.11.2014, Rockville, Maryland.

6. *Zenker R.* What's new in thermal surface treatment by electron beam? 6th International conference on welding and melting by EB and LB. Proceedings, Toulon, June 1998. 527 – 534.

## **Numerical model of a hollow cathode arc discharge formation in vacuum**

G L Permyakov<sup>1</sup>, D N Trushnikov<sup>1</sup>, M K Mindibaev<sup>1</sup>, E G Koleva<sup>2,3,4</sup>

<sup>1</sup> Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky ave., Perm, 614990, Russian Federation

<sup>2</sup> Institute of electronics, Bulgarian Academy of Sciences, 72, Tzarigradsko shose, Sofia 1784, Bulgaria

<sup>3</sup> Technological Center on Electron Beam and Plasma Technologies and Techniques – TC EPTT Ltd., Bulgaria

<sup>4</sup> University of Chemical Technology and Metallurgy – Sofia, 8, Kliment Ohridski blvd., Sofia 1756, Bulgaria

E-mail: [gleb.permyakov@yandex.ru](mailto:gleb.permyakov@yandex.ru)

**Abstract.** Industrial application of hollow cathode arc (HCA) discharge necessitates understanding the processes of interaction between the plasma and the cathode and the anode, as well as related processes. The first step is to study the formation process of HCA discharge in vacuum with the micro-flow of plasma-forming gas through the hollow cathode. In this work presents a two-dimensional model describing the related processes of transfer of charged particles and the movement of plasma-forming gas flows. Electron density and mean electron energy are calculated by solving the drift-diffusion equations. The mass transfer equation for a multicomponent mixture is used to describe the mass transfer of heavy plasma particles. To calculate the electric field strength the Poisson equation is used. The emission of secondary electrons from the inner surface of the cathode is taken into account. The boundary conditions take into account the loss of charge as a result of chaotic motion and its occurrence due to thermal emission effects. The gas flow is determined by collisions and diffuse rereflection from all surfaces assumed in accordance with Knudsen's law. Calculations of plasma formation and the movement of plasma-forming gas flows were performed using the simulation package COMSOL Multiphysics.

### **Introduction**

One of the most common sources of energy for welding, surfacing and related technology is electric arc discharge. A combination of the efficiency of vacuum protection and the properties of the electric arc as an energy source for creating arc welding processes in vacuum on their basis seems very promising. This technical problem served as the basis for the development of arc welding processes in vacuum. As a result a scheme was chosen for producing an arc discharge with a non-consumable thermionic hollow cathode in vacuum, the main advantage of which is the possibility of obtaining, under certain conditions, a low value of specific erosion.

Industrial application of hollow cathode arc (HCA) discharge necessitates understanding the processes of interaction between the plasma and the cathode and the anode, as well as related processes. The theory acquires a particularly important role in the development of new arc processes under specific

conditions different from traditional ones, since in these cases the experiment alone often does not make it possible to carry out the required process. The first step is to study the formation process of HCA discharge in vacuum with the micro-flow of plasma-forming gas through the hollow cathode. When studying arc discharges in vacuum, the fundamental work of physicists involved in the theory of gas discharges was used [1-4].

### Mathematical model

In this work presents a 2D model to investigate the HCA discharge in vacuum when argon used as the plasma-forming gas. Calculations of plasma formation and the movement of plasma-forming gas flows were performed using the simulation package COMSOL Multiphysics.

Figure 1 shows a scheme of the model (calculations are performed in cylindrical coordinates in an axisymmetric formulation). Hollow cathode parameters: inner radius  $r_c=1.5$  mm, cathode thickness  $\delta_c =1$  mm, length  $l_c=10$  mm.

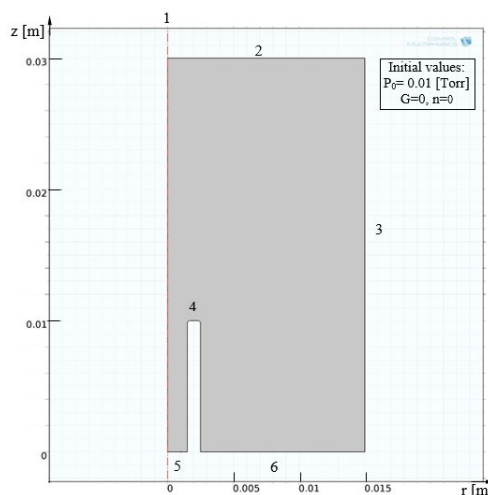


Figure 1 – Schematic of the HCA discharge model: 1 – axis of symmetry, 2 – anode ( $U=0$ ), 3 and 6 – gas outlet ( $S=100$  [l/s]), 4 – cathode ( $U=U_0$ ), 5 – gas inlet ( $Q_m$ )

### Governing equations

Electron density and mean electron energy are calculated by solving the drift-diffusion equations [1, 5, 6]:

$$\frac{\partial n_e}{\partial t} + \nabla \cdot \Gamma_e + (\mathbf{u}_g \cdot \nabla) n_e = R_e \quad (1)$$

$$\frac{\partial n_\varepsilon}{\partial t} + \nabla \cdot \Gamma_\varepsilon + \Gamma_e \cdot \mathbf{E} + (\mathbf{u}_g \cdot \nabla) n_\varepsilon = R_\varepsilon \quad (2)$$

where  $n_e$  and  $n_\varepsilon$  are the electron density and electron energy density, respectively.  $\Gamma_e$  and  $\Gamma_\varepsilon$  are the electron flux and electron energy flux. The collision source term  $R_e$  represents the production or loss of electrons, and the electron impact reactions are summarized in Table 1 [7-9]. In these equations,  $R_\varepsilon$  represents the electron energy change in those reactions,  $\mathbf{u}_g$  is the flow velocity of neutral gas, and  $\mathbf{E}$  is the electric field intensity.

The mass transfer equation for a multicomponent mixture is used to describe the mass transfer of heavy plasma particles [10–12]:

$$\rho \frac{\partial \omega_k}{\partial t} + \rho(\mathbf{u}_g \cdot \nabla)\omega_k + \nabla \cdot \mathbf{\Gamma}_k = \mathbf{R}_k \quad (3)$$

where  $\rho$  is the mass density of the working gas,  $\omega_k$  is the mass fraction of the  $k$ th species,  $\mathbf{R}_k$  is a collision term of the heavy particles, derived from the plasma chemical kinetic reactions in Table 1,  $\mathbf{\Gamma}_k$  is the flux of the  $k$ th species.

**Table 1**

Plasma chemistry reactions			
№	Formula	Data of reaction	Type of interaction
1	$e + \text{Ar} \rightarrow \text{Ar} + e$	cross-section	elastic
2	$e + \text{Ar} \rightarrow \text{Ar}^* + e$	cross-section	excitation
3	$e + \text{Ar}^* \rightarrow \text{Ar} + e$	cross-section	excitation
4	$e + \text{Ar}^* \rightarrow \text{Ar}^+ + 2e$	cross-section	ionization
5	$e + \text{Ar} \rightarrow \text{Ar}^+ + 2e$	cross-section	ionization

To calculate the electric field intensity, the Poisson's equation is used:

$$-\varepsilon_0 \nabla \cdot (\nabla U) = \varepsilon_0 \nabla \cdot \mathbf{E} = \rho \quad (4)$$

where  $U$  is the electrostatic potential of plasma,  $\rho$  is the volume density of the charge, and  $\varepsilon_0$  is the dielectric constant of vacuum.

Discharge in plasma is accompanied by the emission of secondary electrons from the surface of cathode. The boundary conditions take into account the loss of charge as a result of chaotic motion and its occurrence due to thermal emission effects [11]:

$$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{\Gamma}_e = \left( \frac{1}{2v_{e,t}n_e} \right) + n_e \mu_e \mathbf{E} \cdot \mathbf{n} - \mathbf{n} \cdot \mathbf{\Gamma}_t \quad (5)$$

and for the electrons energy flux:

$$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{\Gamma}_\varepsilon = \left( \frac{1}{2v_{e,t}n_\varepsilon} \right) + n_\varepsilon \mu_\varepsilon \mathbf{E} \cdot \mathbf{n} \quad (6)$$

where  $v_{e,t}$  is the thermal velocity of electrons,  $\mathbf{\Gamma}_t = \mathbf{J}/e$  is the thermal electron emission flux and  $\mathbf{n}$  is the surface normal,  $\mu_e$  and  $\mu_\varepsilon$  are electron mobility and electron energy diffusion coefficients.

Boundary condition for electron flux, electron energy flux and heavy particle flux on edges 2, 3, 4, 5, 6 detailed in [13].

The gas flow is determined by collisions and diffuse re-reflection from all surfaces assumed in accordance with Knudsen's law using Free Molecular Flow module of COMSOL Multiphysics.

## Results

Figure 2 shows the calculated electron density distribution during HCA discharge in vacuum with the micro-flow of plasma-forming gas (Argon) through the hollow cathode cavity. Preliminary calculations have shown that the maximum of electron density is located near the hollow cathode tip.

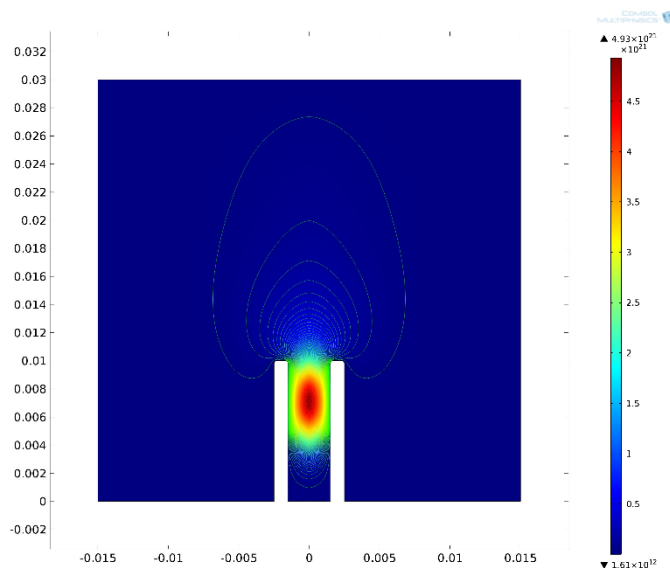


Figure 2 – Electron density distribution during HCA discharge (discharge current  $I_d = 96\text{A}$ , electric potential  $U_0 = 30\text{ V}$ , gas flow  $Q_m = 3\text{ mg/s}$ )

## Conclusion

In this work presents a model of the HCA discharge describing the related processes of plasma formation, transfer of charged particles and the distribution of plasma-forming gas.

Qualitatively, the results do not contradict the known theoretical calculations and experiments. At further research should to take into account heat and mass transfer in the process of forming an HCA discharge and study this question in detail also for use of the developed model, it is necessary to calibrate it and perform verification based on experimental data.

## Acknowledgments

The reported study was supported by the Government of Perm Krai research project Nr. S-26/795 of December 21, 2017, by the grant from the Russian Foundation for Basic Research RFBR Nr. 18-08-01016 A, as well as by Ministry of Education and Science of the Russian Federation at the base part of the state assignment Nr. 9.9697.2017/8.9.

## References

1. Yu. P. Raizer and J. E. Allen. Gas Discharge Physics, Springer-Verlag, Berlin (1991) 450 p.
2. J.M. Lafferty, and J.D. Cobine. Vacuum Arcs: Theory and Applications. Wiley-Interscience publication (1980) 372 p.
3. Granovsky V.L. Electric discharge in gases. M.: Nauka (1971) 593 p. [In Russian].
4. Kesasv I.G. Cathode processes of an electric arc. M.: Nauka (1968) 244 p. [In Russian].
5. A. D. Richards, B. E. Tompson, and H. H. Sawin. Continuum modeling of argon radio frequency glow discharges, Applied Physics Letters, vol. 50, no. 9 (1987) pp. 492–494.
6. M. A. Lieberman and A. J. Lichtenberg. Principles of Plasma Discharges and Materials Processing, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, NJ, USA (2005).
7. Raju G. G. Gaseous Electronics: Theory and Practice // Boca Raton, FL: CRC PR INC (2006).

8. *Lee C and Lieberman M. A.* Global model of Ar, O<sub>2</sub>, Cl<sub>2</sub>, and Ar/O<sub>2</sub> high-density plasma discharges, *J. Vac. Sci. Technol.* (1995) A 13, 368–80.
9. *Denysenko I, Stefanovi I, Sikimi B, Winter J and Azarenkov N A.* A global model for the afterglow of pure argon and of argon with negatively charged dust particles, *J. Phys. D: Appl. Phys.* (2011) 20 205204.
10. *R. B. Bird, W. E. Stewart, and E. N. Lightfoot.* *Transport Phenomena*, John Wiley and Sons (2002).
11. *G. J. M. Hagelaar.* Modeling of microdischarges for display technology, Technische Universiteit Eindhoven (2000) 109 p.
12. *R. S. Brokaw.* Predicting transport properties of dilute gases, *Industrial & Engineering Chemistry Process Design and Development*, vol. 8, no. 2, pp. 240–253.
13. *Shiyuan Cong, Runhui Wu, Lei Mu, Jizhong Sun, Dezhen Wang.* A 2D model for low-pressure hollow cathode arc discharges in argon, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 52 (2019).

## Высокотемпературная пайка быстрозакаленными сплавами-припоями вольфрама и стали элементов конструкции первой стенки реактора ДЕМО

Д.М. Бачурина<sup>1,2</sup>, А.Н. Сучков<sup>1</sup>, Ю.А. Гурова<sup>1</sup>, О.Н. Севрюков<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Кафедра № 9 “Физические проблемы материаловедения”, НИЯУ МИФИ, № 31, ш. Каширское, Москва, 115409, Россия

<sup>2</sup> Электронный адрес автора-корреспондента: [dmbachurina@mephi.ru](mailto:dmbachurina@mephi.ru)

**Abstract.** The work presents the results of high temperature brazing of reduced activated ferritic martensitic steel EK-181 with pure tungsten, which is essential for DEMO fusion reactor. To reduce thermal stresses vanadium interlayer was used. Brazing alloys to be used were rapidly quenched into ribbons Cu-28Ti and Cu-28Sn for EK-181/V, Cu-50Ti for V/W. Microstructure investigations, mechanical and thermocycling test were carried out. It is shown that Cu-28Ti is better to use, however it is necessary to improve reliability of V/W seam.

### Введение

Стратегия развития термоядерной энергетики предусматривает, что следующим этапом после начала функционирования реактора ИТЭР будет пуск демонстрационного реактора ДЕМО, концептуальные проекты которого прорабатываются в настоящее время всеми ведущими странами мира. Каждая из концепций подразумевает наличие дивертора и blankets – наиболее напряжённых элементов камеры. В этом случае материалом, обращенным к плазме (ОПМ) будет являться вольфрам, а малоактивируемая ферритно-мартенситная сталь обеспечит необходимую конструкционную прочность. Прямое соединение вольфрама и стали практически невозможно из-за значительных различий их физических свойств, в частности различных коэффициентов линейного термического расширения (КТР), что может привести к возникновению больших остаточных напряжений во время охлаждения, и в результате к разрушению соединения. Дополнительно накладываются технологические ограничения: во-первых, температурный режим не должен ухудшать свойств соединяемых материалов, во-вторых, используемые материалы должны удовлетворять требованию малоактивируемости.

Таким образом, проблема соединения стали с вольфрамом для конструкций термоядерного реактора ДЕМО в настоящее время еще не решена и является актуальной. В настоящей работе рассмотрено применение высокотемпературной пайки быстрозакаленными ленточными сплавами-припоями, а для компенсации напряжений рассмотрено применение ванадиевой проставки. Технология высокотемпературной пайки позволяет получать прочные соединения



различных материалов материалов, причем геометрия соединения может быть любой, также данная технология позволяет проводить процесс соединения совместно с термообработкой основных материалов. Для высокотемпературной пайки активно применяют аморфные и нанокристаллические ленты, полученные по технологии сверхбыстрой закалки расплава на быстровращающийся медный диск. Данный технологический процесс позволяет получить из труднодеформируемых хрупких сплавов пластичные гибкие ленты фиксированных геометрических параметров. Припои, полученные по такой технологии, обладают комплексом преимуществ – повышенной капиллярной активностью, гомогенностью, адгезией, равномерным расплавлением по всему объему в процессе пайки и др. за счет того, что они находятся в аморфном или нанокристаллическом состоянии. С учетом того, что высокотемпературная пайка такими материалами применяется при производстве дивертора и первой стенки ИТЭР, ее применение в ДЕМО является перспективным.

### **Методическая часть**

#### *Материалы*

- малоактивируемая сталь ферритно-мартенситного класса ЭК-181 (Fe—12Cr—2W—V—Ta—В, мас.%), в отожженном состоянии, КТР=(10.5-12.3)\*10<sup>-6</sup>К<sup>-1</sup>. Размеры под механические испытания: 20x7x7 мм, размер под термоциклические испытания: цилиндр D=13мм, h=6мм
- вольфрам 99.96% чистоты, КТР=(4.3-6.0)\*10<sup>-6</sup>К<sup>-1</sup>. Размеры под механические испытания: 1 x 7 x 7 мм; размер под термоциклические испытания D=10мм, h=1мм.
- чистый ванадий, КТР=(8.3-10.9)\*10<sup>-6</sup>К<sup>-1</sup>. Размеры под механические испытания 10x10x0.2 мм; размер под термоциклические испытания h=0,2 мкм в форме квадрата со стороной ≈10 мм.

В качестве припоев в работе применяли:

- Cu-28Ti мас.%, Cu-50Ti мас.%
- Cu-20Sn мас.%

#### *Методы*

- Микроструктурные исследования
- Испытания на термическую усталость
- Механические испытания на срез

В работе получены соединения ЭК-181/W (с наличием проставки из V). Во всех случаях соединение V/W получали с использованием припоя Cu-50Ti, а для ЭК-181/V – Cu-Ti, Cu-Sn.

Пайку проводили в шахтной вакуумной печи сопротивления СШВЛ при вакууме не ниже  $10^{-5}$  мм.рт.ст. Сравнительный анализ соединений проводили на образцах, которые была спаяны по режиму 1100°C, 20 мин (режим №1). Проведен анализ микроструктуры, термоциклические испытания и испытания на срез для образцов ЭК-181/Cu-28Ti/V/Cu-50Ti/W, ЭК-181/Cu-20Sn/V/Cu-50Ti/W

Для совмещения процесса пайки и термообработки стали, помимо режима 1100°C, 20 мин рассмотрены также: режим № 2) 1100°C, 60 мин (для анализа влияния времени выдержки при пайке на микроструктуру) и режим № 3) 1100°C, 60 мин + 720 °C 180 мин, последний соответствует режиму традиционной термообработки стали ЭК-181 [1] и изображен на рисунке 1.

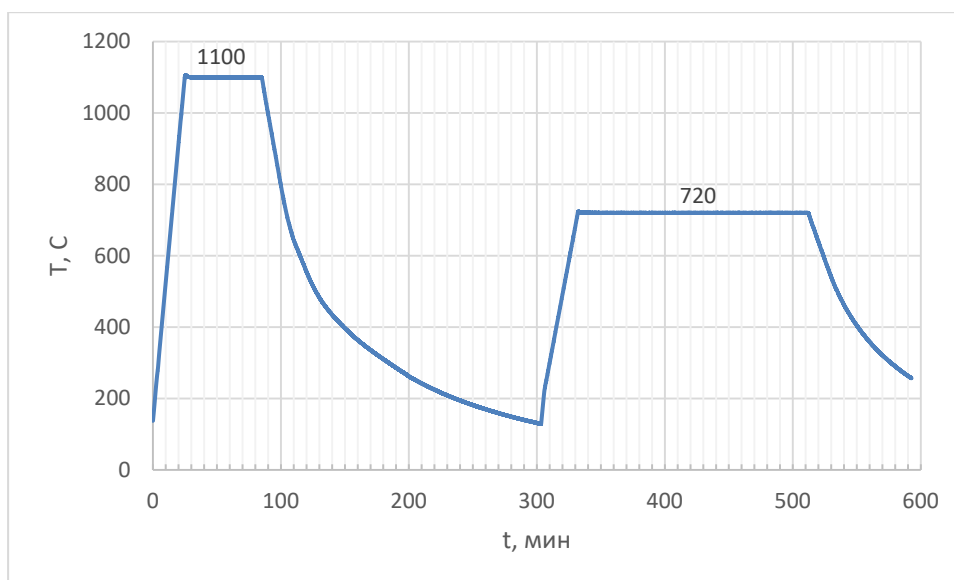


Рисунок 1 – Режим № 3

Исследование микроструктуры проводили на поперечных сечениях паяных цилиндрических образцов. Микроструктуру исследовали на металлографическом микроскопе МТІ ММ500Т, растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6610LV. Для выявления микроструктуры стали для металлографических исследований применяли раствор: 20% HNO<sub>3</sub> + 20% HF + 60% глицерин, время травления 20-40 с. Для выявления микроструктуры вольфрама и ванадия образцы травили в кипящем 10%-ом растворе перекиси водорода в течение 30 с.

Для термоциклических испытаний образцы помещали в кварцевую ампулу с геттером из йодидного циркония и вакуумировали до  $10^{-2}$  мм.рт.ст. Режим испытаний: нагрев в трубчатой печи СУОЛ 0.4.4/12-М2-У4.2 с резистивным нагревом до 700 °C с последующей закалкой в воду

(30 и 50 циклов). Режим выбран с учетом условий работы соединения вольфрам/сталь в «пальце» НЕМЖ дивертора [2], однако, данная концепция в последнее время потеряла актуальность, поэтому задача соединения стали с вольфрамом преимущественно стоит для создания первой стенки, режим работы которой значительно мягче [3].

Изучено распределение микротвердости  $HV_{0,1}$  (нагрузка 100 Н, время выдержки 15 с) в поперечном сечении паяного шва на микротвердомере FM-800 (Future-Tech) по Виккерсу. Проведены механические испытания на срез на установке Instron 5569 (максимальная нагрузка 5 т, скорость перемещения 1 мм/мин) образцов, полученных по режимам № 1 и 3. Испытания проводили на образцах до и после 50 термических циклов. Схема испытаний представлена на рисунке 2. Каждая серия испытаний включала 3 образца для режима № 1 и 5 образцов для режима № 3.

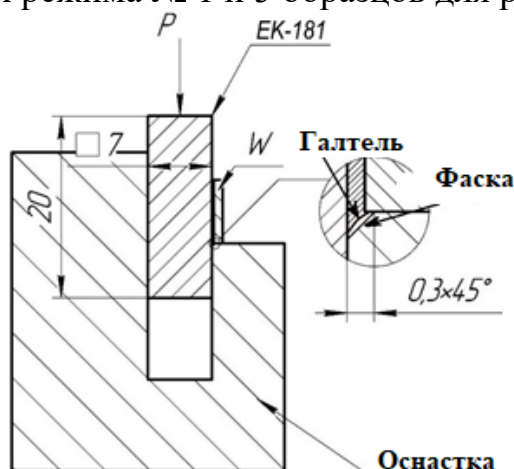


Рисунок 2 – Схема испытаний паяных соединений на срез

## Результаты и обсуждения

### Паяный шов $V//Cu-50Ti//W$

На рисунке 3 представлена микроструктура паяного соединения  $V//Cu-50Ti//W$  (режим № 1), которая состоит из 3-х областей: 1 – чистый ванадий, 2 – смесь фаз  $42.52 Cu - 39.89 Ti - 17.59 V$ , ат. % и  $70.97 V - 23.21 Ti - 5.83 Cu$  ат.%, последняя является следствием эрозии ванадия в расплаве припоя, 3 – чистый вольфрам. Микротвердость от вольфрама к ванадию растет плавно. При режимах № 2 и № 3 микроструктуры аналогичны.

### Паяный шов $ЭК-181/V$ , полученный с использованием системы $Cu-Ti$

На рисунке 4 представлена микроструктура паяного шва  $ЭК-181//Cu-28Ti//V$ . Пики титана и углерода на профили концентраций рисунок 5 совпадают, что говорит о формировании в данных областях  $TiC$ . Пик меди совпадает с провалами остальных элементов, следовательно, данные области преимущественно состоят из меди. Отмечается, что происходит

значительная диффузия хрома из стали в ванадий, что должно позитивно сказаться на адгезивной прочности соединения. При этом содержание железа и ванадия равномерно спадает при отдалении от шва. Таким образом, на основании этого и количественного микрорентгеноспектрального анализа можно выделить следующие зоны для обоих соединений: 1) ферритно-мартенситная зона; 2) область феррита, 3) область с формированием карбида титана. Данную зону можно разделить на две области: а – мелкая россыпь карбида внутри ферритных зерен, б – плотная россыпь карбидов, 4) область эрозии ванадия 5) чистый ванадий.

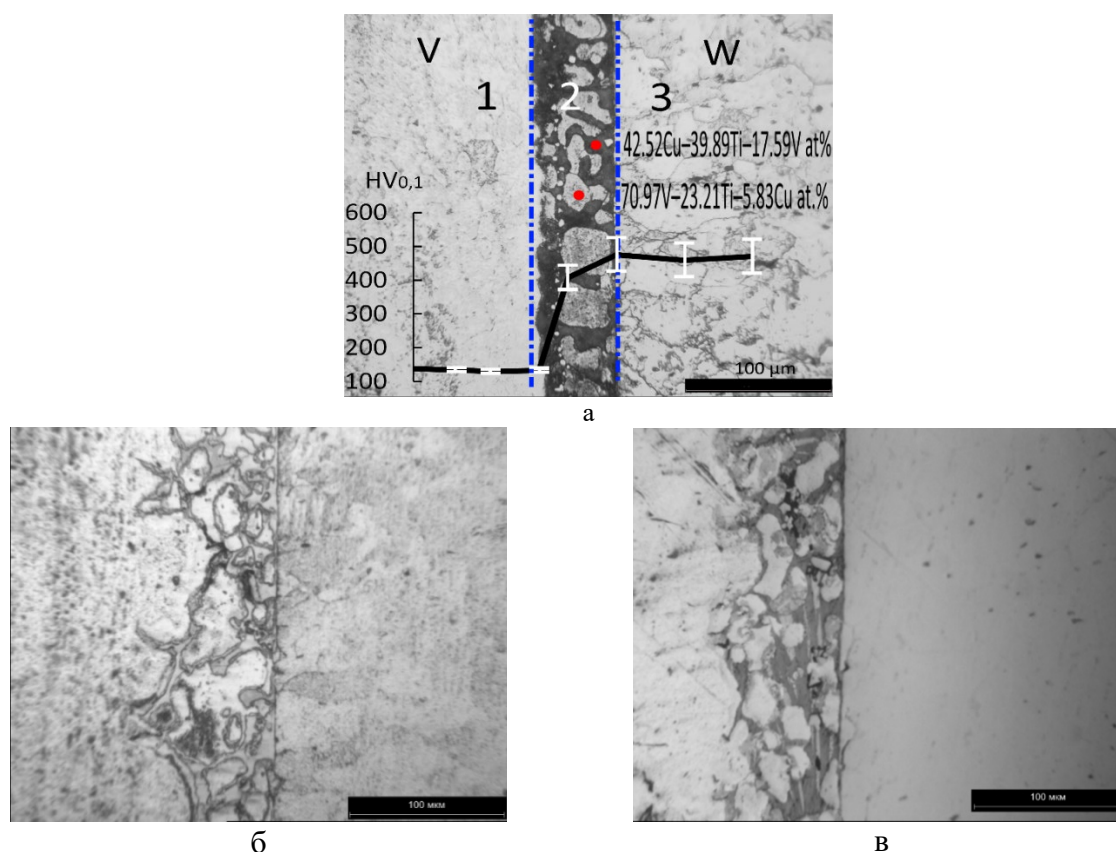


Рисунок 3 – Микроструктура поперечного сечения шва паяного соединения V//Cu-50Ti//W режим пайки: а) режим 1; б) режим 2; в) режим 3

При сравнении микроструктуры паяных соединений с теми, что были получены при использовании припоев систем Cu-Sn (раздел 3.3), можно отметить, что отсутствуют медные выделения по границам зерен феррита. Возможно, это может быть связано со следующим: при плавлении припоя, углерод из стали начинает активно взаимодействовать с титаном с образованием TiC. Таким образом, карбидов становится достаточно для подавления процесса оплавления стали. Поэтому при использовании припоев Cu-Ti наблюдается значительная эрозия ванадия (зона 4).

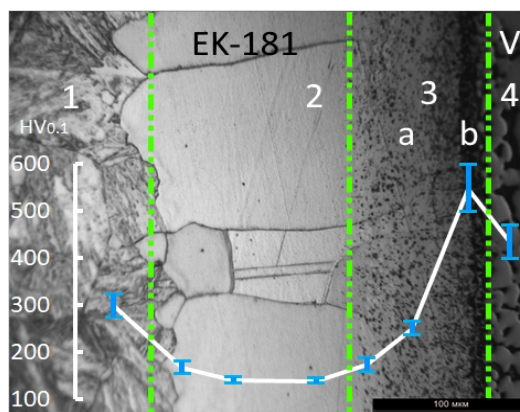


Рисунок 4 – Микроструктура поперечного сечения шва ЭК-181/V, полученного по режиму 1 с использованием припоя Cu-28Ti

Для совмещения процесса пайки и термообработки стали проведен анализ зависимости микроструктуры от температурно-временного режима, а также изменение механических свойств при переходе к режиму термообработки стали. На рисунке 6 представлено изображение микроструктуры шва ЭК-181/V (режим 2 – а, режим 3 – б). Различий в микроструктуре между режимом 2 и 3 нет, по сравнению с режимом 1 наблюдается рост зерна ферритной области.

#### ***Механические и термоциклические испытания***

По результатам механических испытаний на срез до термоциклических испытаний предел прочности соединения ЭК-181//Cu-28Ti//V//Cu-50Ti//W (“28Ti”) составляет  $205 \pm 12$  МПа (режим пайки 1). Характер разрушения соединения “28Ti” непостоянен – наблюдаются разрушения как со стороны стали, так и со стороны вольфрама (рисунок 7).

В структуре паяного шва ЭК-181//Cu-28Ti//V не произошло изменений как после 30, так и после 50 циклов, со стороны V//Cu-50Ti//W происходят выкрашивания. Механические испытания после 50 циклов дают следующий результат –  $126 \pm 40$  МПа.

Предел прочности на срез паяного соединения, полученного по режиму 3 –  $173 \pm 25$  МПа. Разрушение образцов происходит со стороны вольфрама.

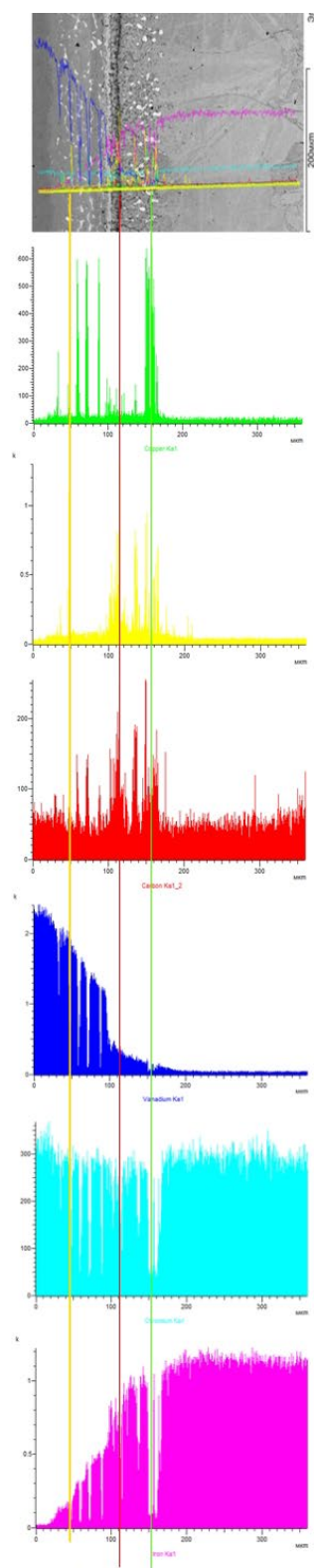


Рисунок 5 – Профили концентрации химических элементов паяного шва ЭК-181//Cu-28Ti//V

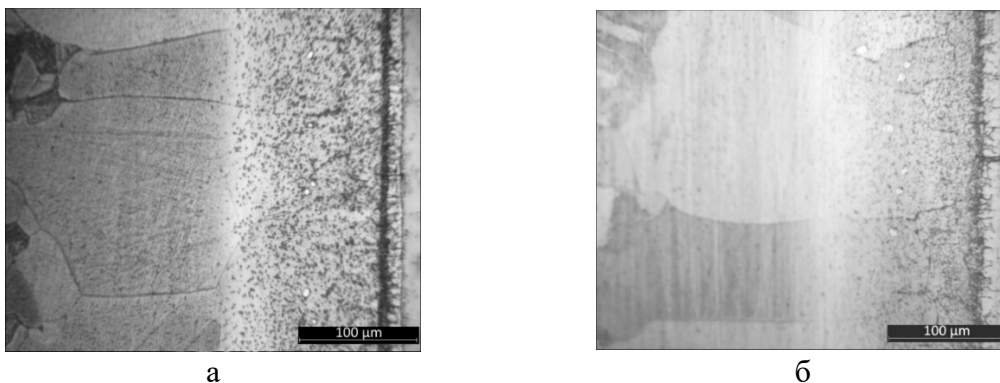


Рисунок 6 – Паяный шов ЭК-181/V, полученный с использованием Cu-28Ti по режимам: а) режим 2; б) режим 3

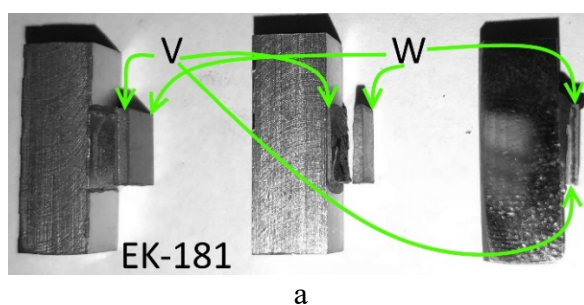


Рисунок 7 – Образец после механических испытаний до термоциклики ЭК-181//Cu-28Ti//V

### ***Паяный шов ЭК-181/V, полученный с использованием припоя Cu-20Sn***

На рисунке 8 представлена микроструктура соединения ЭК-181//Cu-20Sn//W и состоит из таких зон: 1 – зона ферритно-мартенситной стали; 2 – зона феррита, разделяемая на две области: а – феррит, образованный в результате обеднения углеродом, b – феррит, образованный в результате кристаллизации, 3 – карбид ванадия; 4 – чистый ванадий.

Отличительной чертой паяного шва “20Sn” является отсутствие  $\sigma(\text{Fe-V})$  в преобладающем объеме соединения. Данная фаза может наблюдаться лишь вблизи галтелей, что приводит к более низкой микротвердости  $\approx 400 \text{ HV}_{0,1}$ , по сравнению с образцами, в которых обнаружена сигма фаза [4].

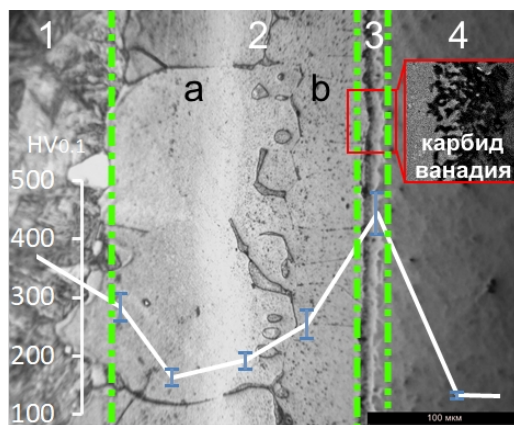


Рисунок 8 – Микроструктура поперечного сечения шва ЭК-181/V, полученного по режиму 1 с использованием припоя Cu-20Sn

На рисунке 9 представлено изображение микроструктуры шва ЭК-181/V, полученного при режимах 2 и 3. Как и при режиме 1, наблюдаются зоны с наличием и отсутствием сигма фазы.

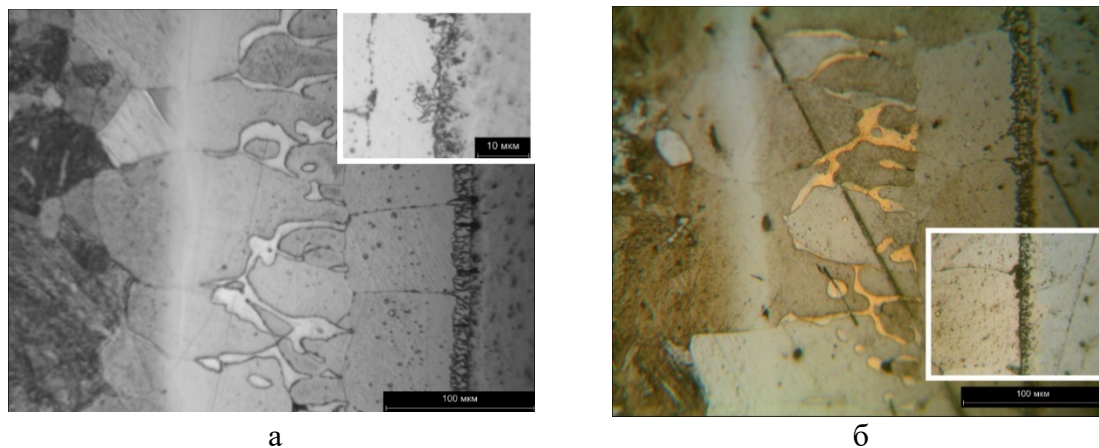


Рисунок 9 – Паяный шов ЭК-181/V, полученный с использованием Cu-20Sn по режимам: а) режим 2; б) режим 3

### *Механические и термоциклические испытания*

По результатам механических испытаний на срез до термоциклических испытаний предел прочности соединений ЭК-181//Cu-20Sn//V//Cu-50Ti//W (“20Sn”) до термоциклических испытаний составляет  $160 \pm 38$  МПа (режим пайки 1). Соединения “20Sn” разрушаются со стороны вольфрама рисунок 10.

В структуре паяного шва данных соединений не произошло изменений после 30 термических циклов. После 50 циклов вблизи галтелей происходит отслоение, наблюдается изменение структуры со стороны вольфрама. Механические испытания после 50 циклов дают следующий результат “20Sn” –  $46 \pm 6$  МПа.



Предел прочности на срез паяного соединения, полученного по режиму 3 –  $93 \pm 24$  МПа. Разрушение образцов происходит со стороны вольфрама.

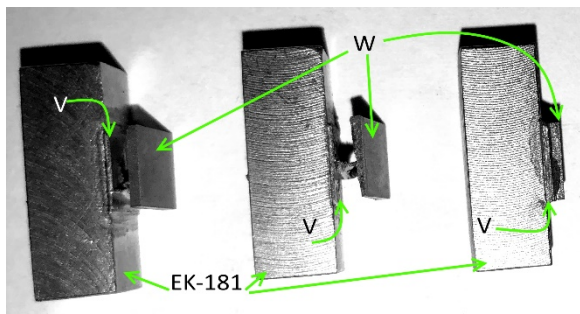


Рисунок 10 – Образец EK-181//Cu-20Sn//V//Cu-50Ti//W после механических испытаний до термоциклики

На рисунке 11 представлены сводные результаты механических испытаний, проведенных в работе. Отмечается, что термоциклические испытания приводят к падению прочности более чем в два раза, что связано с отслоениями и выкрашиванием фаз со стороны V/W. Режим термообработки стали приводит к незначительному снижению прочности, что объяснимо ростом ферритного зерна. Тем не менее полученные значения прочности на срез выше многих ранее полученных результатов. Например, в работе [5] после пайки было получено значение прочности на срез 250 МПа, однако, уже после 30 циклов значение снизилось до 30 МПа.

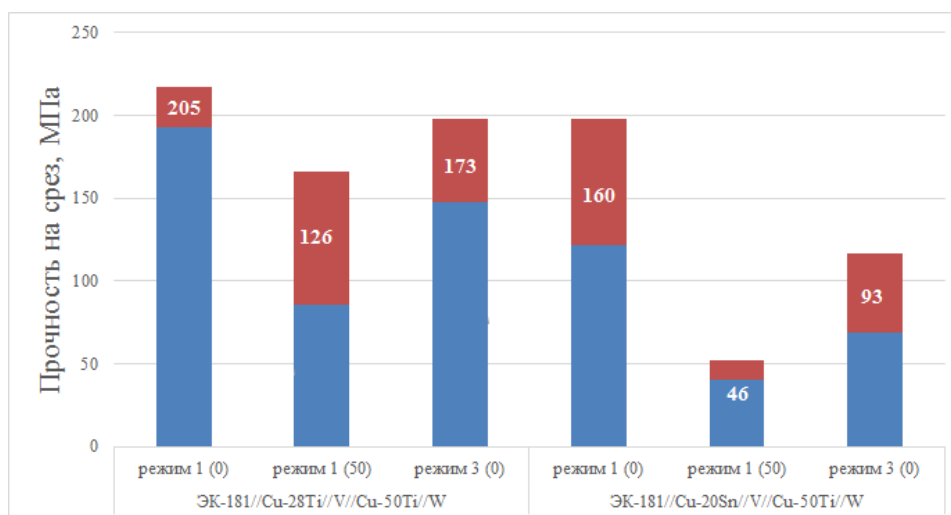


Рисунок 11 – Результаты механических испытаний на срез

### Заключение

Проведена высокотемпературная пайка соединения ЭК-181/V/W быстрозакаленными ленточными сплавами-припоями Cu-50Ti для V/W и Cu-18Ti, Cu-20Sn для ЭК-181/V при трех режимах:

№ 1. 1100°C, 20 мин (для сравнительного анализа);

№ 2. 1100°C, 60 мин (для анализа влияния времени выдержки при пайке на микроструктуру);

№ 3. 1100°C, 60 мин + 720°C 180 мин (соответствует режиму термообработки ЭК-181).

Паяный шов V//Cu-50Ti//W состоит из чистого ванадия, смеси фаз Cu-Ti-V различного состава, и чистого вольфрама, режим пайки не влияет на структуру соединения.

Паяный шов ЭК-181//Cu-28Ti//V состоит из ферритно-мартенситная зоны стали ЭК-181, области крупного ферритного зерна, область с формированием карбидом титана, область эрозии ванадия, чистого ванадия.

Паяный шов ЭК-181//Cu-20Sn//V состоит из зоны ферритно-мартенситной стали, зоны феррита, разделяемая на две области: а – феррит, образованный в результате обеднения углеродом, b – феррит, образованный в результате кристаллизации, карбид ванадия, чистый ванадий. По сравнению с ранее проводимыми работами по пайке припоями системы Cu-Ge, отсутствует твердая сигма фаза Fe-V, что приводит к более высокому значению предела прочности.

Установлено, что увеличение времени выдержки при пайке приводит к росту ферритного зерна, как при использовании Cu-28Ti, так и при использовании Cu-20Sn, последующий отжиг при 720°C в течение 180 мин не изменяет структуры соединений.

Проведены механические испытания на срез паяных соединений полученных по режиму 1 (до термоциклических и после 50 термических циклов 700°C – закалка в воду), полученных по режиму 3 (до термоциклических испытаний). Установлено, что после 50 термических циклов в структуре паяного шва V//Cu-50Ti//W происходит отслоение на периферийных участках шва, а также выкрашивание фаз, что приводит к снижению прочности вдвое.

Прочность соединений выше ранее проведенных работ и составляет:

- ЭК-181/Cu-28Ti/V/Cu-50Ti/W:

Режим 1 (0 термоциклов) – 205±12 МПа;

Режим 1(50 термоциклов) – 126±40 МПа;

Режим 3 (0 термоциклов) – 173±25 МПа.

- ЭК-181/Cu-20Sn/V/Cu-50Ti/W

Режим 1 (0 термоциклов) – 160±38 МПа;

Режим 1(50 термоциклов) – 46±6 МПа;

Режим 3 (0 термоциклов) – 93±24 МПа.

Таким образом, для получения соединения ЭК-181/V/W рекомендовано использование припоя Cu-28Ti для пайки ЭК-181/V,

однако для увеличения прочности необходимо повысить качество паяного шва V/W.

### Литература

1. Леонтьева-Смирнова М.В. *et al.* Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER-ЕК-181) // Перспективные материалы. 2006. Vol. 6. P. 40–52.

2. Norajitra P. *et al.* Progress of He-cooled divertor development for DEMO // Fusion Eng. Des. 2011. Vol. 86, № 9–11. P. 1656–1659.

3. Huang Y. *et al.* Thermo-structural design of the European DEMO water-cooled blanket with a multiscale-multiphysics framework // Fusion Eng. Des. Elsevier, 2018. Vol. 135, № April. P. 31–41.

4. Bachurina D., Suchkov A., Filimonov A., Fedotov I., Savelyev M., Sevryukov O., Klin B. High-temperature brazing of tungsten with steel by Cu-based ribbon brazing alloys for DEMO // Fusion Eng. Des. Elsevier. 2019. Vol. 146, № September. P. 1343-1346.

5. W. Zhu, J. Qiang, Y. Wang, J. Sun, J. Wang, Y. Lian, F. Feng, X. Liu. A Ti-Fe-Sn thin film assembly for joining tungsten and reduced activation ferritic-martensitic steels, Mater. Des. 125 (2017) 55–61. [doi:10.1016/j.matdes.2017.03.060](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.03.060).

## Оптимизация режимов термической обработки разнородных сварных соединений из стали ЭП517 и сплава 36НХТЮ

Е. В. Терентьев<sup>1,а</sup>, А. Ю. Марченков<sup>1</sup>, А. Л. Гончаров<sup>1</sup>,  
А. П. Слива<sup>1</sup>, К. Т. Бородавкина<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», Москва, 111250, Россия

<sup>а</sup> Электронный адрес автора-корреспондента: [TerentyevYV@mpei.ru](mailto:TerentyevYV@mpei.ru)

**Аннотация.** В работе представлены результаты исследований влияния режимов термической обработки разнородных сварных соединений стали ЭП517 и сплава 36НХТЮ на твердость металла шва. Приведены кривые старения металла шва в диапазоне температур 600-750 °С при суммарной выдержке до 64 ч. Проведены металлографические исследования металла шва и зоны термического влияния образцов сварных соединений. Наибольшее увеличение твердости получили после выдержки в течение 32 часов при температуре 650 °С и после выдержки в течение 16 часов при температуре 700 °С, при этом твердость увеличивается на 36% (60 HV) относительно твердости металла шва после сварки. Исследование микроструктуры показало, что доля распада пересыщенного раствора по прерывистому механизму в ЗТВ со стороны сплава 36НХТЮ существенно зависит от температуры и максимальна после выдержки при температуре 700 °С.

**Ключевые слова:** электронно-лучевая сварка, металл шва, термическая обработка, старение, твердость, сплав 36НХТЮ, сталь ЭП517, контактное упрочнение, микроструктура.

### Введение

Применение сварки позволяет сочетать в сварных конструкциях из разнородных сплавов разнообразные физические свойства, необходимые для обеспечения конструкционных и эксплуатационных требований. В частности, сварные конструкции из разнородных материалов используются в электрических машинах, работающих при высоких скоростях вращения и испытывающих существенные механические нагрузки [1, 2].

В работах [3, 4] предложена технология изготовления сварного комбинированного бандаж высокоскоростного ротора электрической машины, состоящего из сваренных встык между собой сегментов из стали ЭП517 и сплава 36НХТЮ. Химический состав и механические свойства данных материалов представлены в таблицах 1 и 2 соответственно.

Ферромагнитная сталь ЭП517 относится к высоколегированным сталям мартенситного класса с карбидным упрочнением, а сплав 36НХТЮ относится к прецизионным сплавам с дисперсионным упрочнением и обладает парамагнитными свойствами. Бандаж предназначен для фиксации постоянных магнитов из редкоземельных материалов, а чередование парамагнитных и ферромагнитных сегментов бандаж

необходимо для снижения немагнитного зазора на полюсных башмаках и повышения эксплуатационных характеристик электрической машины [3, 4]. При этом скорость вращения ротора составляет 100 тыс. об./мин, что приводит к возникновению в бандаже высоких механических напряжений. Проблема достижения высокой прочности разнородных сварных соединений из данных материалов осложняется ввиду того, что после сварки в металле шва формируется пересыщенный твердый  $\gamma$ -раствор, но при этом содержание элементов, образующих упрочняющие фазы, оказывается значительно сниженным, по сравнению со сплавом 36НХТЮ из-за перемешивания со сталью ЭП517. В результате твердость и прочность металла шва оказываются значительно ниже твердости свариваемых материалов [3-5].

**Таблица 1**

Химический состав используемых сплавов по ТУ 14-1-2902-80 (ЭП517) и ГОСТ 10994-74 (36НХТЮ)

Марка материала	Элемент, % (мас.)													
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	P	S	W	N	Nb	Ti	Al
ЭП517	0.13-0.18	≤0.5	≤0.5	11.0-12.5	1.35-1.65	1.7-2.1	0.18-0.3	≤0.03	≤0.015	0.65-1.0	0.02-0.08	0.2-0.35	-	-
36НХТЮ	<0.05	0.3-0.7	0.8-1.2	11.5-13	-	35-37	-	≤0.02	≤0.02	-	-	-	2.7-3.2	0.9-1.2

**Таблица 2**

Механические свойства используемых материалов

Материал		$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta_5$ , %
ЭП 517	Результаты испытаний растяжением в состоянии поставки [2]	987	797	7
	ТУ14-1-2902-80	≥1030	≥834	≥14
	Нормализация 1130 °С; отпуск при 750 °С; закалка с 1120 °С (масло); отпуск при 700 °С			
36НХТЮ	Результаты испытаний растяжением в состоянии поставки [2]	1237	990	10
	ГОСТ 14119-85			
	Закалка 920-950 °С, охл. в воде, старение 650-670 °С, выдержка 2-4 ч. охл. на воздухе	≥1030	≥635	≥14

В то же время известно, что за счет эффекта контактного упрочнения прочность конструкции, содержащей мягкую прослойку, может достигнуть прочности основного металла при отношении ширины мягкой прослойки к толщине стыка не более 0,1 [6-10]. В роли мягкой прослойки в исследуемом сварном соединении выступает шов и зона термического влияния (ЗТВ). Для повышения прочности сварного соединения с мягкой прослойкой необходимо минимизировать относительную ширину прослойки. Однако существующие технологии электронно-лучевой сварки (ЭЛС) позволяют получить соединения с шириной шва порядка 1 мм, что при толщине стыка 4 мм в сварном бандаже не позволяет добиться

максимального повышения прочности за счёт контактного упрочнения [3, 4].

Ранее, в работах [3, 4], наряду с разработкой технологии электронно-лучевой сварки комбинированного банджа ротора из ЭП517 и 36НХТЮ, был предложен режим термической обработки старением с температурой нагрева 650°C и временем выдержки 3 часа. Данный выбор был основан на режиме термической обработки для сплава 36НХТЮ. При этом удалось добиться повышения средней твердости шва с 165 HV10 до 190 HV10. Поскольку химический состав шва значительно отличается от состава 36НХТЮ, можно предположить, что существует возможность дальнейшего повышения твердости и прочности шва за счет оптимизации режимов термической обработки после сварки.

Целью данной работы являлась оптимизация режима термической обработки полученных сварных соединений стали ЭП517 со сплавом 36НХТЮ для обеспечения максимальных прочностных свойств металла шва.

### **Методика исследования**

В работе были использованы образцы сварных соединений, вырезанные из макета банджа, который был изготовлен с использованием ЭЛС по технологии, описанной в работе [2, 3]. Термическую обработку образцов сварных соединений проводили в муфельной печи Nabertherm P330 при температурах нагрева 600 °С, 650 °С, 700 °С, 750 °С и времени выдержки от 7.5 минут до 64 часов.

После каждой выдержки образец охлаждали на воздухе, поверхность шлифовали на наждачной бумаге зернистостью Р180. Затем поверхность для выявления границ сварного шва травили электрохимическим способом в 10%-ном растворе щавелевой кислоты в воде на установке PoliMat2. Измерение твердости проводили на твердомере Wolpert Wilson Instruments 432SVD, по методу Виккерса, при нагрузке 5 кг и выдержке под нагрузкой 10 секунд. На каждом образце проводили 7-15 измерений. Из полученных данных удаляли по одному крайнему значению для исключения случайных факторов и рассчитывали среднее значение и среднеквадратичное отклонение.

После этого образец загружали в нагретую до соответствующей температуры печь, и цикл повторяли для увеличения суммарного времени выдержки. В результате для каждой температуры строили кривую старения металла шва.

Подготовку микрошлифов для исследования структуры выполняли по следующей методике. Отрезанные фрагменты сварных образцов после суммарной выдержки 64 ч запрессовали в токопроводящем компаунде на станке для горячей запрессовки SimpliMet 2000. Полученные образцы подвергались шлифованию на наждачных бумагах зернистостью Р180-

P2500, а затем полировке с использованием полировальных суспензий. Электрохимическое травление осуществляли также в 10%-ном растворе щавелевой кислоты в воде. Для исследования микроструктуры сварного соединения использовали оптический микроскоп Zeiss Observer Z1m.

### Результаты исследований

Результаты измерения твердости в зависимости от времени и температуры выдержки приведены в таблице 3. Кривые старения приведены на рисунке 1.

Кривая старения при температуре 600 °С демонстрирует непрерывное увеличение твердости вплоть до выдержки 64 часов. Можно предположить, что увеличение времени выдержки позволит достигнуть более высоких значений твердости, однако столь длительное старение неудобно для применения на практике. При 650 °С максимальная твердость достигается при 32 часах выдержки и составляет 225 HV5. При 700 °С максимум твердости составляет 224 HV5 и достигается при выдержке в течение 16 часов, после чего твердость плавно уменьшается. При 750 °С максимум твердости значительно меньше – 195 HV5 – и достигается уже при 8 часах, после чего происходит плавное уменьшение твердости до 190 HV5 при длительности выдержки 64 часа.

**Таблица 3**

**Результаты измерения твердости при старении металла шва**

Время выдержки	Температура нагрева							
	600 °С		650 °С		700 °С		750 °С	
	HV5 <sub>ср</sub>	СКО*	HV5 <sub>ср</sub>	СКО*	HV5 <sub>ср</sub>	СКО*	HV5 <sub>ср</sub>	СКО*
0	<b>165</b>	5.6	<b>168</b>	3.7	<b>175</b>	4.0	<b>167</b>	7.2
7.5 мин	<b>171</b>	6.7	<b>175</b>	6.5	<b>184</b>	13.0	<b>178</b>	9.3
22.5 мин	<b>169</b>	4.5	<b>175</b>	5.7	<b>187</b>	12.6	<b>181</b>	11.9
52.5 мин	<b>176</b>	15.4	<b>181</b>	13.4	<b>196</b>	18.0	<b>178</b>	4.0
1 ч 52.5 мин	<b>179</b>	16.5	<b>192</b>	12.3	<b>206</b>	26.9	<b>184</b>	10.4
4 ч	<b>187</b>	21.1	<b>197</b>	14.6	<b>207</b>	33.1	<b>188</b>	14.8
8 ч	<b>196</b>	29.0	<b>211</b>	16.2	<b>215</b>	28.8	<b>195</b>	19.8
16 ч	<b>200</b>	28.9	<b>216</b>	13.0	<b>224</b>	44.7	<b>194</b>	19.6
32 ч	<b>199</b>	30.7	<b>225</b>	13.5	<b>221</b>	40.4	<b>192</b>	20.8
64 ч	<b>206</b>	33.2	<b>223</b>	17.4	<b>218</b>	26.1	<b>188</b>	13.9

\* СКО – среднее квадратичное отклонение

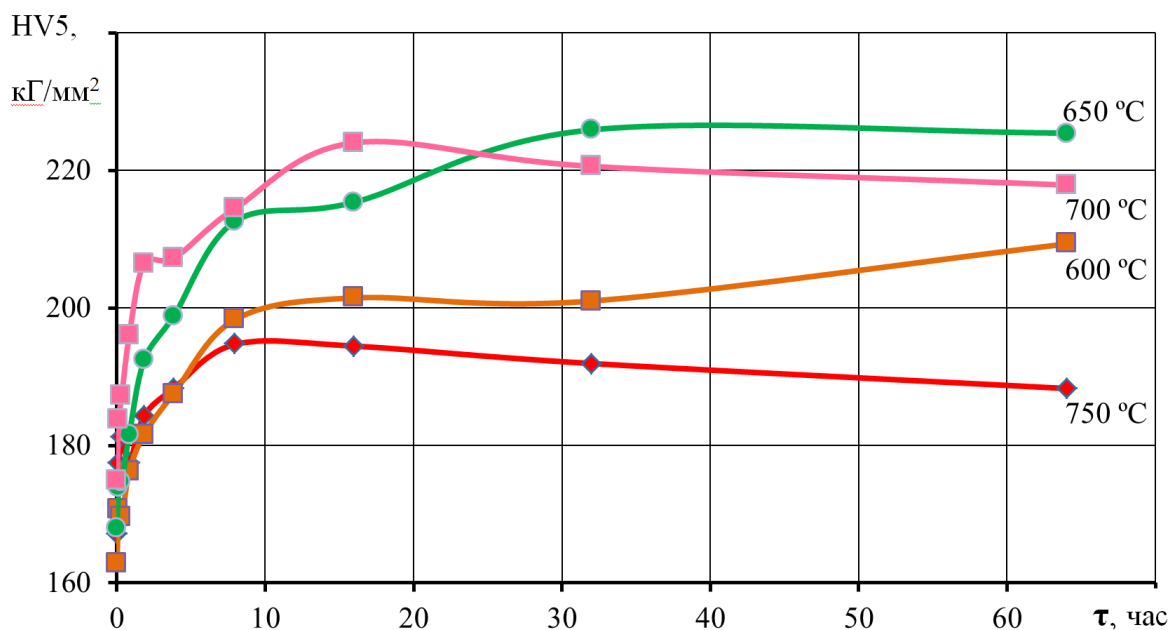


Рисунок 1 – Кривые старения металла шва разнородных сварных соединений стали ЭП517 со сплавом 36НХТЮ

Исследование микроструктуры сварного соединения после старения в течение 64 часов показало, что в ЗТВ со стороны стали ЭП517 произошел распад закалочных структур с образованием дисперсной механической смеси, причем заметных отличий от полученных ранее результатов не обнаружено [5].

На рисунке 2 представлена микроструктура металла шва и ЗТВ со стороны сплава 36НХТЮ после выдержки в течение 64 ч при различных температурах. В ЗТВ после травления наблюдается выделение интерметаллидных фаз по прерывистому механизму в виде темных областей. Видно, что доля распада пересыщенного раствора по прерывистому механизму в ЗТВ существенно зависит от температуры и максимальна после выдержки при температуре 700 °C (рисунок 2в). Применяемая методика исследования не позволяет выявить упрочняющие фазы, выделившиеся по непрерывному механизму, поэтому эти области выглядят светлыми (рисунок 2). В таблице 4 приведены результаты измерения твердости в областях прерывистого распада и непрерывного выделения упрочняющих фаз в ЗТВ со стороны сплава 36НХТЮ. Видно, что твердость областей прерывистого и непрерывного выделения упрочняющих фаз существенно отличается, особенно при температуре старения 600 °C.

Микроструктура металла швов, состаренных при различных температурах, не имеет существенных отличий, что связано с преимущественно непрерывным механизмом распада пересыщенного твердого раствора (рисунок 2). Как и в работах [3, 4], в металле шва



выявили незначительные области прерывистого выделения упрочняющих фаз, что может быть связано с локальной химической неоднородностью.

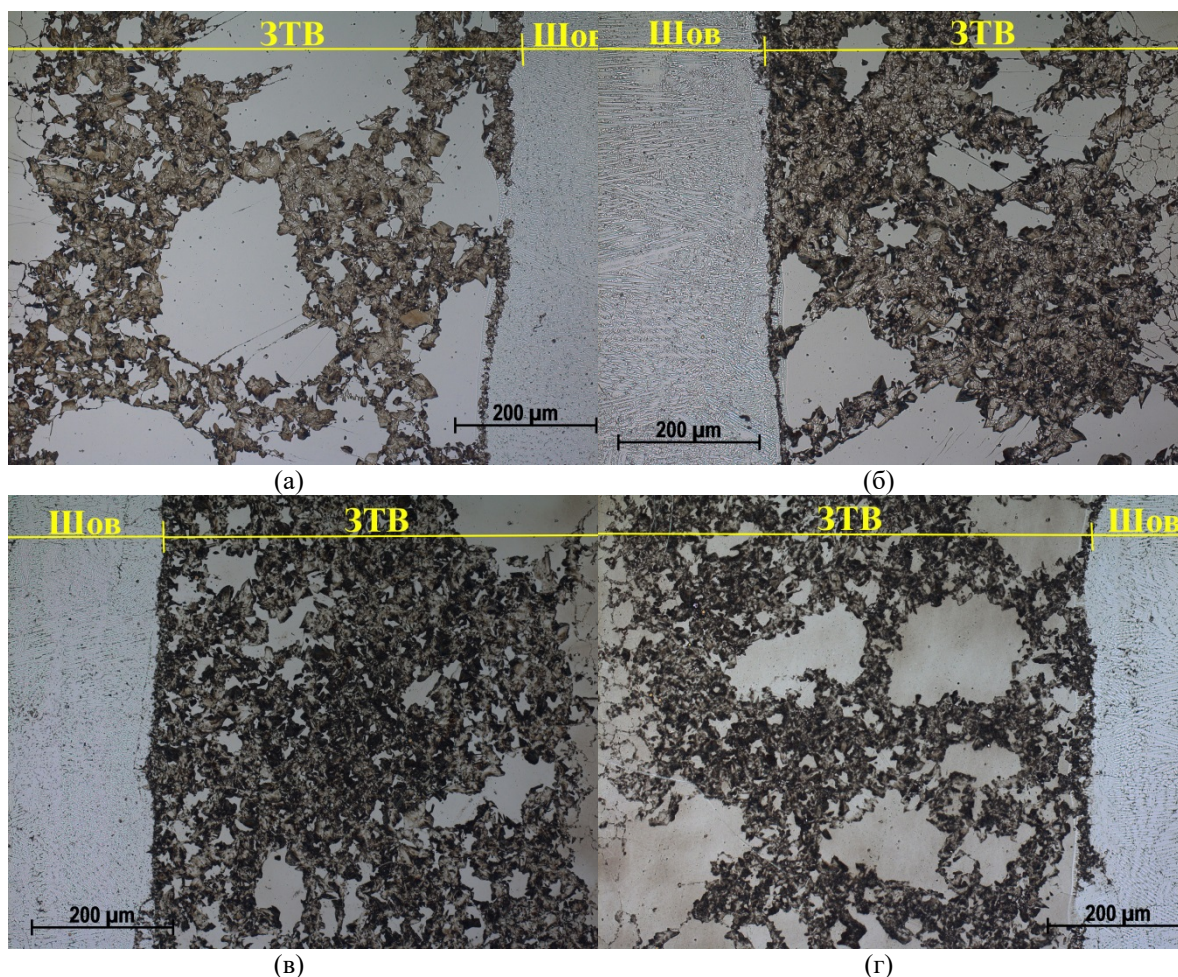


Рисунок 2 – Микроструктура ЗТВ со стороны сплава 36НХТЮ и металла шва после выдержки в течение 64 ч при температурах: (а) – 600 °С; (б) – 650 °С; (в) – 700 °С; (г) – 750 °С

**Таблица 4**

Результаты измерения твердости в области прерывистого распада и в области непрерывного выделения упрочняющих фаз в ЗТВ со стороны сплава 36НХТЮ

Структурные составляющие	Температура нагрева							
	600 °С		650 °С		700 °С		750 °С	
	HV1 <sub>ср</sub>	СКО*	HV1 <sub>ср</sub>	СКО*	HV1 <sub>ср</sub>	СКО*	HV1 <sub>ср</sub>	СКО*
Область прерывистого распада	390	13.7	404	8.5	368	6.4	366	18.1
Область непрерывного выделения упрочняющих фаз	299	9.6	385	10.1	427	9.7	385	7.5

\* СКО – среднее квадратичное отклонение

### Обсуждение результатов

Анализ кривых старения показывает, что максимальная твердость металла шва может быть достигнута при следующих параметрах старения: 16 часов выдержки при температуре нагрева 700 °С или 32 часа

выдержки при 650 °С. Очевидно, что увеличение температуры старения до 750 °С приводит к перестариванию, т.е. снижению твердости за счет коагуляции упрочняющей фазы. Таким образом, за счет оптимизации режимов старения сварных соединений стали ЭП517 со сплавом 36НХТЮ можно добиться увеличения твердости на 36% (60 НV) относительно металла шва после сварки и на 18% (35 НV) относительно режима термической обработки (3 часа при 650 °С), предложенного в работах [3-5].

Стоит отметить, что по мере увеличения длительности выдержки при всех рассматриваемых температурах старения наблюдается увеличение среднеквадратичного отклонения, что предположительно можно связать с химической неоднородностью металла шва. Концентрация элементов, образующих при старении дисперсные упрочняющие фазы, на различных участках шва может существенно отличаться, поэтому при старении твердость металла шва увеличивается неравномерно.

Известно [11], что термообработка может приводить к выделению упрочняющих интерметаллидных фаз по двум конкурирующим механизмам: прерывистому и непрерывному. Протекание прерывистого распада напрямую выявляется структурно (рис. 2), а непрерывного косвенно подтверждается повышением твердости зерен свободных от прерывистого распада. Повышение твердости металла шва и изменение микроструктуры ЗТВ со стороны 36НХТЮ указывает на то, что исходный раствор был пересыщенным непосредственно после ЭЛС. Как уже было показано в работах [3, 4], прерывистый распад наблюдается также и в металле шва, однако доля интерметаллидной фазы в металле шва, образованной по этому механизму, существенно меньше, чем в ЗТВ. Очевидно, что это связано с существенными отличиями в химическом составе и, в частности, различным содержанием элементов, образующих упрочняющие фазы при старении. Для выявления механизмов упрочнения металла шва требуется дальнейшее исследование особенностей изменения микроструктуры при старении с применением электронной микроскопии высокого разрешения. Стоит отметить, что для оценки конструкционной прочности сварной конструкции после старения необходимо исследование прочностных характеристик всех зон сварного соединения, включающей кроме металла шва ещё и зоны термического влияния со стороны стали ЭП517 и сплава 36НХТЮ и основной металл, где также могут происходить структурные изменения.

### **Выводы**

- Максимального повышения твердости металла шва стали ЭП517 со сплавом 36НХТЮ можно достигнуть при следующих режимах термической обработки: выдержка в течение 32 часов при температуре

650 °С или выдержка в течение 16 часов при температуре 700 °С; при этом твердость увеличивается на 36% (60 HV) относительно твердости металла шва после сварки;

- Увеличение времени выдержки при старении приводит к увеличению разброса значений твердости, что связано со структурной и химической неоднородностью металла шва.

Исследование выполнено в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-00335).

## Литература

1. Беспалов В.Я. Электрические машины // В.Я. Беспалов Н.Ф. Котеленец. – М.: Академия, 2006. – 316 с.
2. Драгунов В.К., Гончаров А.Л., Терентьев Е.В., Марченков А.Ю. Создание сварных комбинированных конструкций в энергетике. Часть 1: Физические процессы при сварке разнородных металлов: учебное пособие // Под ред. В.К. Драгунова. – М.: «Вече», 2015. – 176 с.
3. Терентьев Е.В., Марченков А.Ю., Гончаров А.Л., Слива А.П. Повышение конструкционной прочности разнородных сварных соединений сплава 36НХТЮ и стали ЭП517 за счет оптимизации геометрических параметров шва // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2018. Т. 20. № 3. С. 63-72.
4. Dragunov V.K., Sliva A.P., Terentyev E.V., Goncharov A.L., Marchenkov A.Yu., Portnov M.A. EBW technology of combined bandage of high-speed electric machine rotor // 13<sup>th</sup> international conference on electron beam welding “E+E”. 2018. Vol. 53. No. 5-6. – pp. 112-118.
5. Терентьев Е.В., Марченков А.Ю., Гончаров А.Л., Слива А.П. Применение эффекта контактного упрочнения для повышения прочности сварного соединения стали ЭП517 со сплавом 36НХТЮ // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 2. С. 30-35. (E.V. Terent'ev, A.Yu. Marchenkov, A.L. Goncharov and A.P. Sliva. Application of Local Strengthening for Increasing the Strength of the Welded Joint of EP517 Steel and 36NKhTYu Alloy // Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2019, No. 10, pp. 1061–1066).
6. Ерофеев В.В., Игнатьев А.Г. Обоснование режимов электронно-лучевой сварки изделий оболочкового типа из нагартованных сплавов АМг6Н и АМг6НПП // Вестник ЮУрГУ. Серия «Машиностроение». 2015. Том 15. № 4. – С. 53-61.
7. М.В. Шахматов, В.В. Ерофеев, В.В. Коваленко. Технология изготовления и расчета сварных оболочек // Уфа, полиграфкомбинат, 1999. – 272 с.
8. Бакиши О.А., Ерофеев В.В., Анисимов Ю.И., Шахматов М.В., Ярославцев С.И. Влияние степени механической неоднородности на статическую прочность сварных соединений // Сварочное производство. 1983. № 4. С. 1.
9. Дильман В.Л., Остсемин А.А., Ерошкина Т.В. Прочность механически неоднородных сварных соединений стержней арматуры // Вестник машиностроения. 2008. № 9. С. 13-16.
10. Дильман В.Л., Остсемин А.А. Напряженное состояние и статическая прочность пластичной прослойки при плоской деформации // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2005. № 4. С. 38-48.
11. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Учебник. 4-е изд., испр. и доп. М.: Металлургия, 1986 г., 480 с.

УДК 621.791

## Электронно-лучевая сварка крупногабаритных кольцевых деталей переменного сечения\*

А.В. Свиридов, М.С. Грибков, Р.Р. Хамматов  
ВИАМ  
[gribkovms@mail.ru](mailto:gribkovms@mail.ru)

**Аннотация.** Разработана технология электронно-лучевой сварки крупногабаритного кольцевого конструктивно подобного образца переменного сечения из титанового сплава ВТ6ч. Проведен комплекс металлографических, фрактографических исследований образцов вырезанных из различных участков переменного сечения сварной заготовки. Испытания по определению механических характеристик сварных соединений показали, что сварные соединения, выполненные ЭЛС являются равнопрочными основному металлу. Анализ остаточных напряжений показал, что проведение последующего вакуумного отжига снижает уровень остаточных напряжений в сварных соединениях более чем на 50%.

**Ключевые слова:** титановый сплав, электроннолучевая сварка (ЭЛС), параметры режимов сварки, структура, механические свойства.

**Annotation.** The technology is developed and the modes of electron beam bonding of large-size ring structurally similar sample of variable section from Ti – 6Al – 4V titanium alloy are picked up. The complex of metallographic, fractographic researches of the samples which are cut out from different sections of variable section of welded preparation is conducted. Tests by definition of mechanical characteristics of weld joints showed that the level of durability of the weld joints executed by EBW was more than 1 from durability of base metal. The analysis of residual stresses showed that carrying out the subsequent vacuum annealing reduces the level of residual stresses in weld joints more than by 50%.

**Keywords:** titanium alloy, electron beam welding, welding parameters, mechanical properties.

Титан и сплавы на его основе являются одними из наиболее востребованных материалов как в авиационном машиностроении, для обеспечения высоких удельных характеристик [2-6], так и в других областях. Для достижения наибольшей весовой эффективности сборных конструкций целесообразно заменять механические соединения на сварные, что дает существенное снижение массы вследствие отсутствия дополнительных деталей крепления [7-9].

Повышение качества сварных соединений титановых сплавов требует комплексного подхода при разработке технологии и исследовании причин, влияющих на свойства и работоспособность сварных конструкций на всех стадиях их изготовления.

---

\* Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10.8.: Технологии сварки плавлением новых конструкционных материалов («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»). [1]

На сегодняшний день наиболее распространённым титановым сплавом, применяемым для изготовления широкой номенклатуры деталей планера является отечественный сплав ВТ6 или зарубежный аналог Ti - 6Al - 4V (США). Отличительной особенностью сплава ВТ6ч по сравнению со сплавом ВТ6 является дополнительное легирование его кислородом до 0,16% и ограничение легирования железом до 0,4% [10].

Обеспечение высокого качества конструкций при снижении трудоемкости их изготовления и уменьшении расхода материалов требует поиска и внедрения специальных технологических приемов. Одним из возможных путей решения этой задачи является разбивка сложных конструкций на более простые заготовки с высоким коэффициентом использования металла.

Однако соединение таких заготовок (тонко-проработанные штамповки, пресованные профили переменного сечения и т.д.) представляет собой серьезную проблему для сварочного производства.

Электронно-лучевая сварка за последнее время получила широкое распространение во многих отраслях промышленности за счет обеспечения высокого качества сварных соединений. Благодаря возможности достижения высокой плотности энергии в пятне нагрева, надежной вакуумной защите металла сварочной ванны, малому объему литого металла, кратковременности теплового воздействия при сварке, ЭЛС имеет значительные преимущества по сравнению с традиционными методами сварки плавлением. Применение ЭЛС позволяет повысить производительность, снизить расход конструкционных и сварочных материалов, уменьшить потребление электроэнергии, что особенно важно при производстве крупногабаритных толстостенных конструкций [11-17].

В результате проведенных работ было установлено, что, используя вышеперечисленные преимущества электронного луча, можно осуществлять однопроходную сварку крупногабаритных изделий по переменному сечению. В ходе работы осуществлялась сварка образцов кольцевого переменного сечения (38-120 мм). Сварка проводилась на установке, оборудованной энергоблоком с ускоряющим напряжением 60 кВ и мощностью 60 кВт.

Эксперименты показали, что детали сложного сечения толщиной более 90 мм предпочтительно сваривать горизонтальным электронным пучком, так как при этом улучшается процесс формирования шва. Сварка больших толщин вертикальным электронным пучком со свободным формированием принципиально возможна, однако требует значительного увеличения скорости сварки и, соответственно, мощности пучка [18-19]. С учетом того, что при этом снижается стабильность парогазового канала, в рамках этой работы выбрали электронно-лучевую сварку горизонтальным пучком.

Также качество формирования сварных швов при сварке сложных кольцевых сечений в значительной степени определяется ориентацией основных элементов сечения по отношению к оси электронного луча и вектору перемещения сварочной пушки, поскольку от этого зависят не только глубина сварочной ванны, но и истинная скорость сварки [20].

При правильном выборе параметров режима сварки, а также взаиморасположении свариваемого сечения и пушки удастся свести к минимуму дефекты формирования сварного шва. Однако для гарантированного устранения возможных неполномерностей в месте сварки необходимо предусматривать технологический припуск.

Кольцевые стыки по сравнению с прямолинейными имеют такие особенности, как криволинейность и замкнутость поверхностей шва. Кроме того, линейная скорость вращения по толщине изделия меняется по линейному закону, причем это наиболее заметно при сварке толстостенных заготовок. Вследствие этого геометрия проплавления кольцевого шва отличается от геометрии проплавления прямолинейного шва [21]. Исследование макрошлифов прямолинейных и кольцевых швов показало, что при одних и тех же режимах сварки кольцевой шов имеет большую глубину, меньшую ширину в верхней части и большую в нижней, т.е. имеет более технологичную форму, позволяющую снизить требования к величине зазора в стыке и точности сборки стыка под сварку. Установлено, что геометрия кольцевого шва определяется градиентом скорости вращения по глубине проплавления, т.е. отношением глубины кольцевого шва  $H_k$  к радиусу изделия  $R$ . Экспериментально установлена зависимость относительной мощности проплавления  $W_k/W_n$  (отношение мощности необходимой для проплавления кольцевого и прямолинейного швов одинаковой глубины) от градиента скорости  $H_k/R$ , которая показана на рисунке 1.

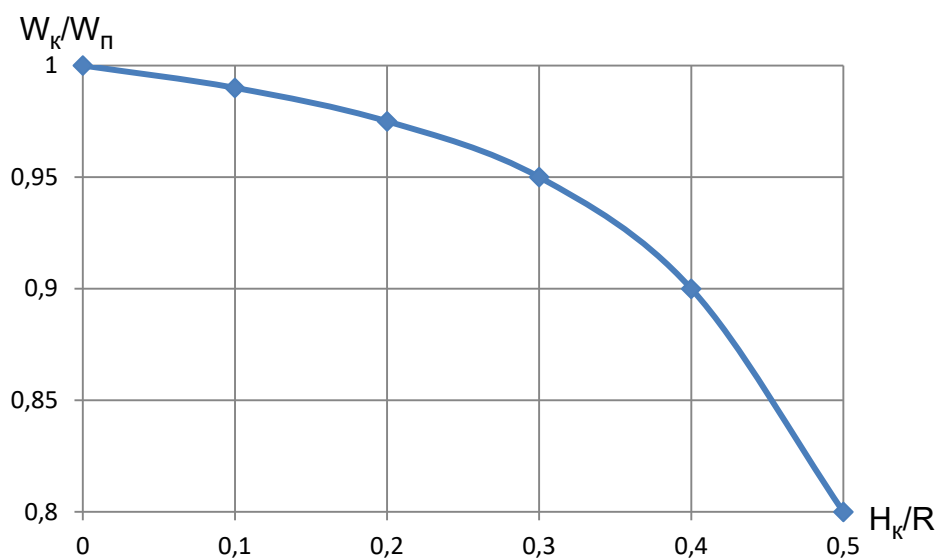


Рисунок 1 – зависимость относительной мощности от градиента скорости ЭЛС выполнялась по заранее составленной программе, с учетом плавного изменения скорости сварки, тока луча и тока фокуса при постоянной выдержке дистанции от среза пушки до детали

Осциллограмма основных технологических параметров процесса ЭЛС кольцевого образца показана на рисунке 2. На рисунке 3 показана эскиз образца переменного сечения.

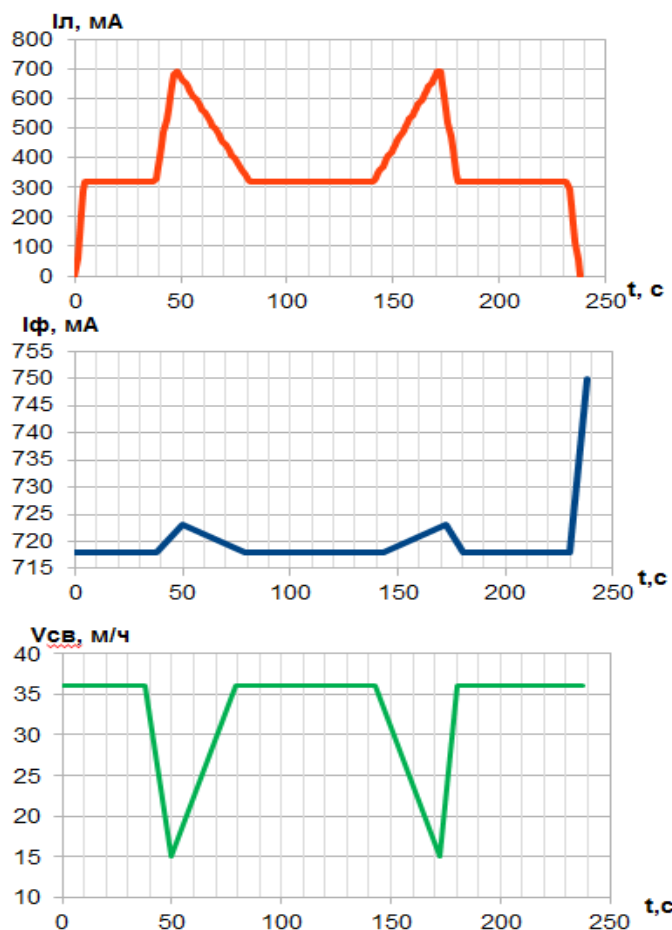


Рисунок 2 – Изменение основных технологических параметров в процессе ЭЛС кольцевого образца

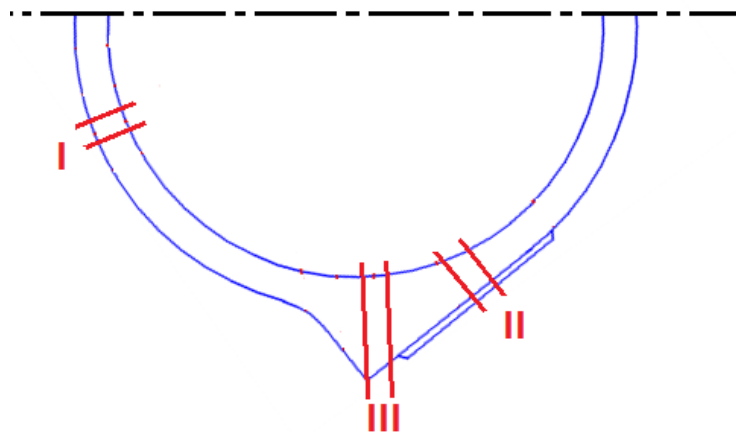
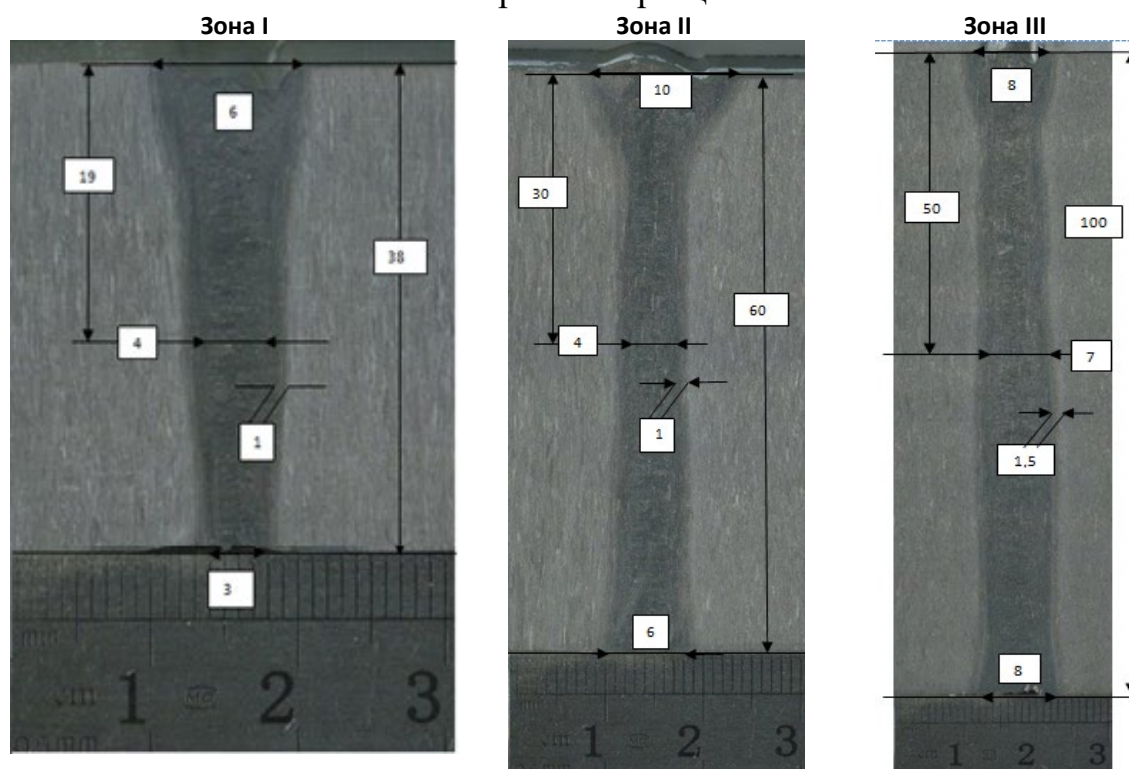


Рисунок 3 – Эскиз образца переменного сечения

Для оценки геометрических параметров литой зоны сварного шва, вырезанного из разных участков сварного образца, были изготовлены макрошлифы, представленные в таблице 1.

**Таблица 1**  
Макроструктура сварных сварного шва, вырезанного из разных участков сварного образца



По результатам исследования макроструктуры установлено, что макроструктура основного металла соответствует 5-6 баллу по десятибалльной шкале в соответствии с инструкцией ПИ 1.2.785-2009, общий фон макроструктуры основного металла характеризуется матовой тональностью, области с отличным фоном травимости отсутствуют, дефектов сварного шва (трещин, пор) в результате контроля исследуемых плоскостей макрошлифов не обнаружено.

При сварке, в период нагрева и охлаждения, возникают большие напряжения, которые влияют на технологическую прочность сварных соединений и определяют многие физико-химические процессы, протекающие в сварном шве и околошовной зоне и связанные с зарождением и распространением трещин. Остаточные напряжения резко снижают статическую прочность соединений при наличии определенным образом расположенного концентратора напряжений и достаточно низкой температуры, которая в данных условиях переводит материал у концентратора в хрупкое состояние; хрупкому разрушению особенно



способствуют объемные статические напряжения, когда компоненты главных напряжений являются величинами одного порядка. Напряженное состояние сварных соединений также оказывает отрицательное действие на усталостную прочность конструкций [22,23].

Анализ остаточных напряжений был проведен рентгенодифрактометрическим методом в поверхностных слоях исследуемых образцов глубиной до 15 мкм; расчет величины напряжений выполнен по методике « $\sin^2\psi$ » (съемка рефлексов  $\alpha$ -фазы). Значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона, принятые для расчета, составили, соответственно, 115 ГПа и 0,33.

Остаточные напряжения анализировали после ЭЛС, а также после ЭЛС и термической обработки (ТО), в трех областях каждого образца (рисунок 4) – в центре сварного шва, в околошовной зоне термического влияния (на расстоянии 3–5 мм от центра шва), и в основном металле (на расстоянии более 15 мм от центра шва).

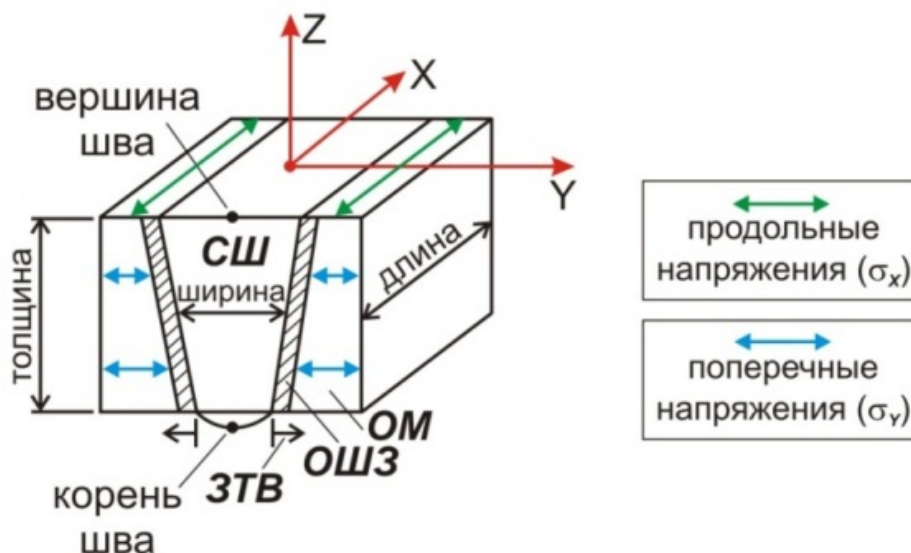


Рисунок 4 – Схематическое изображение образца для исследований и действующих в нем напряжений: СШ – сварной шов, ОШЗ – околошовная зона, ЗТВ – зона термического влияния; ОМ – основной металл

Численные значения величин остаточных напряжений в образцах после ЭЛС и ТО представлены в таблице 2.

По результатам исследований построены эпюры распределения остаточных макронапряжений в поперечном сечении шва в зависимости от расстояния от его центра.

Как видно из рисунка 5 проведение последующего вакуумного отжига снижает уровень остаточных напряжений в сварных соединениях более чем на 50%.

**Таблица 2**

**Результаты анализа остаточных макронапряжений после электронно-лучевой сварки и термической обработки**

№ п/п	Описание образца	Маркировка образца	Величина остаточных макронапряжений, $\sigma_{\phi}$ , МПа		
			СШ	ОШЗ	ОМ
Сварка горизонтальным лучом					
1	Технологическая проба переменного сечения (зона I)	ИКПОЗ-1 (после ЭЛС)	+266±35	-221±25	+72±7
2		ИКПОЗ-2 (после ЭЛС и ТО)	+122±20	-103±10	~0
3	Технологическая проба переменного сечения (зона II)	ПКПОЗ-1 (после ЭЛС)	+225±15	-170±13	+47±5
4		ПКПОЗ-2 (после ЭЛС и ТО)	+98±17	-85±9	+15±5
5	Технологическая проба переменного сечения (зона III)	ШКПОЗ-1 (после ЭЛС и ТО)	+195±23	-97±9	~0
6		ШКПОЗ-2 (после ЭЛС и ТО)	+110±10	-51±8	+26±4

*Примечания (условные обозначения):* СШ – сварной шов; ОШЗ – околошовная зона; ОМ – основной металл; ЭЛС – электронно-лучевая сварка; ТО – термическая обработка.

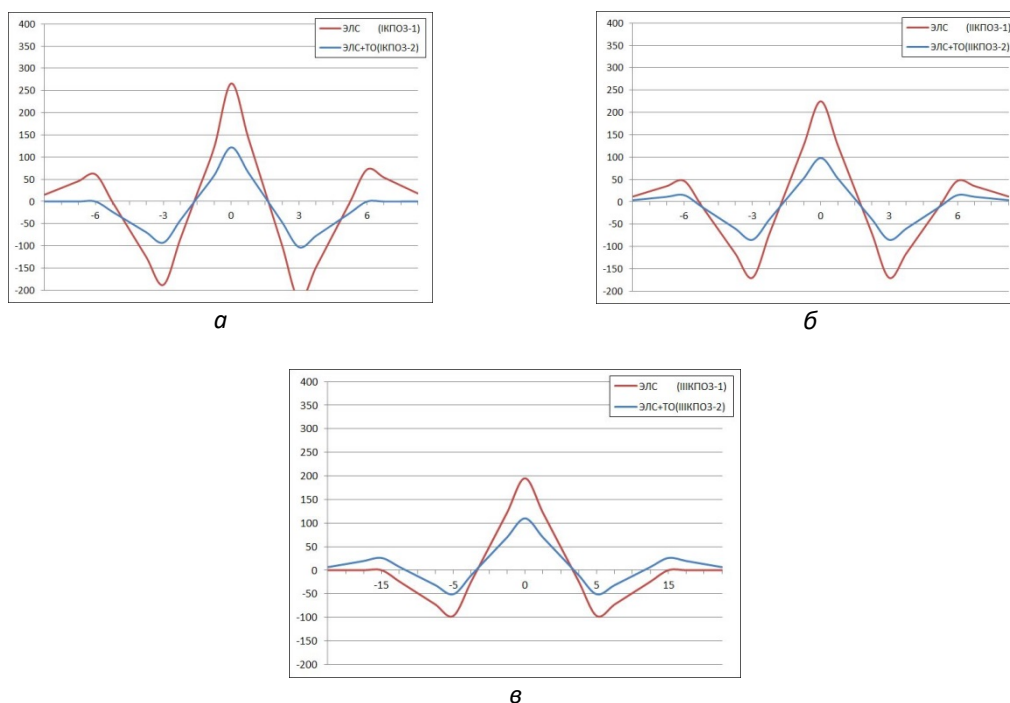


Рисунок 5 – Эпюры распределения остаточных макронапряжений в поперечном сечении сварного шва в образцах из технологической пробы переменного сечения из титанового сплава ВТ6ч (конструктивно-подобный



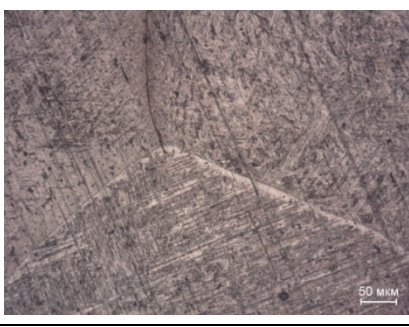
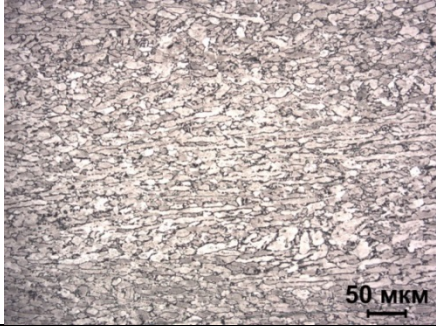
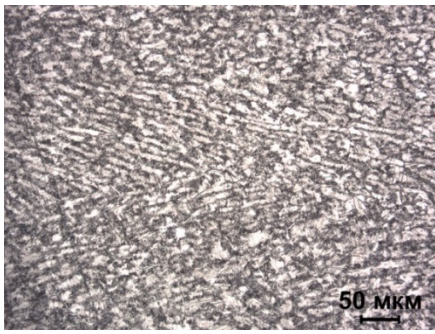
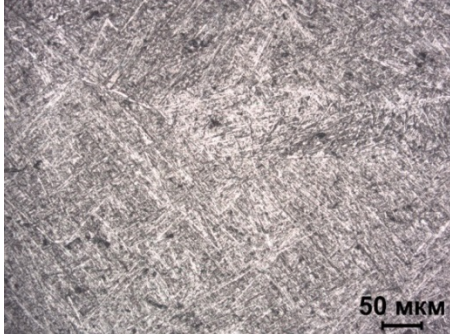
образец №3) после электронно-лучевой сварки горизонтальным лучом и термической обработки:

а – зона I (образцы ИКПО3-1, ИКПО3-2); б – зона II (образцы ШКПО3-1, ШКПО3-2); в – зона III (образцы ШКПО3-1, ШКПО3-2)

Микроструктура сварного соединения, вырезанного из кольцевого образца переменного сечения, на примере толщины 38 мм показана в таблице 3. Остальные образцы, вырезанные из различных участков КПО имеют аналогичную микроструктуру.

**Таблица 3**

Микроструктура сварного соединения КПО на примере толщины 38 мм

<i>Основной металл до ТО</i>	<i>Зона термического воздействия до ТО</i>
	
<i>Сварной шов до ТО</i>	<i>Основной металл после ТО</i>
	
<i>Зона термического воздействия после ТО</i>	<i>Сварной шов после ТО</i>
	

Микроструктура основного металла образца соответствует 3-4 типу по девятитипной шкале в соответствии с инструкцией ПИ 1.2.785.

Микроструктура сварного шва – тонкопластинчатая с мартенситной морфологией, характерная для ускоренного охлаждения из  $\beta$ -области. Микроструктура околошовной зоны – переходного типа от структуры основного металла к структуре сварного шва, размер  $\beta$ -зёрен меньше чем в шве, при этом толщина пластин  $\alpha$ -фазы больше. Заметных изменений микроструктуры после термической обработки не наблюдается.

По результатам МРСА (рисунок 6) по линии через границы  $\alpha/\beta$ -фаз видно, что наблюдается четкое распределение основных легирующих элементов, ванадия и алюминия. Прослойки матрицы обеднены алюминием и обогащены ванадием ( $\beta$ -стабилизатор).

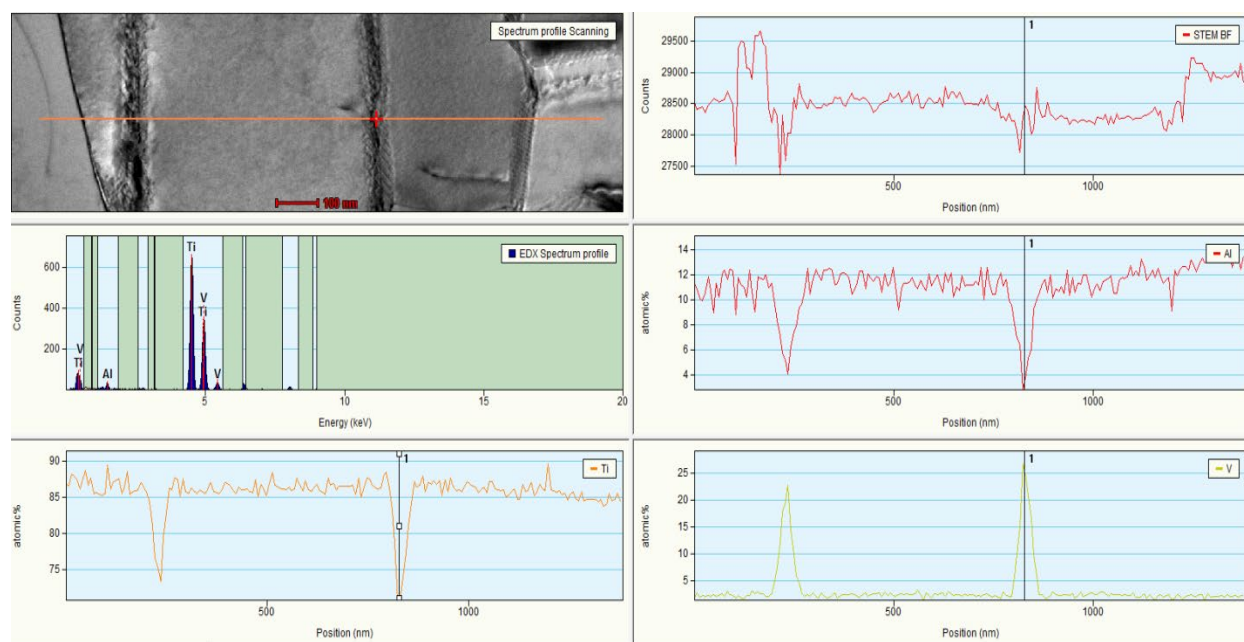


Рисунок 6 - Распределение алюминия и ванадия по  $\beta$ -прослойкам и пластинам вторичной  $\alpha$ -фазы

Результаты микрорентгеноспектрального анализа показывают четкое распределение легирующих элементов (алюминия и ванадия) по фазам материала. Пересыщения, характерного для быстрых скоростей охлаждения, не наблюдается. Это говорит о высокой степени прохождения диффузионных процессов в материале.

В результате проведенных испытаний на определение механических свойств образцов вырезанных из различных зон КПО наблюдалось разрушение по основному металлу сварного образца (рисунок 7), что говорит о том, что коэффициент прочности сварного соединения составляет более 1.



Рисунок 7 - Строение излома образца из сплава ВТ6ч после испытания на растяжение при 20°C

Также с целью определения прочности самого сварного шва были изготовлены зауженные образцы в месте сварного соединения (рисунок 8). Предел прочности сварного шва составил 980-1010 МПа, при пределе прочности основного материала 890 МПа.

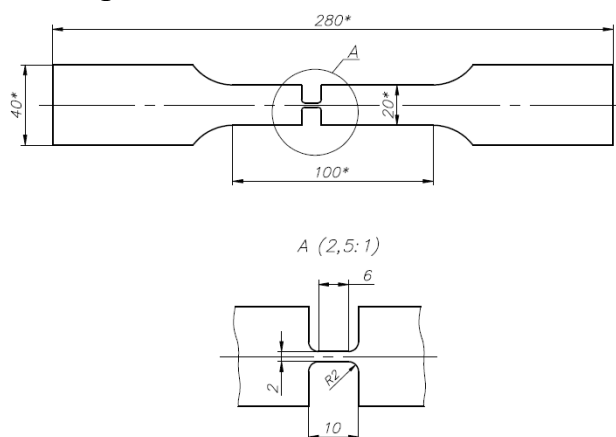


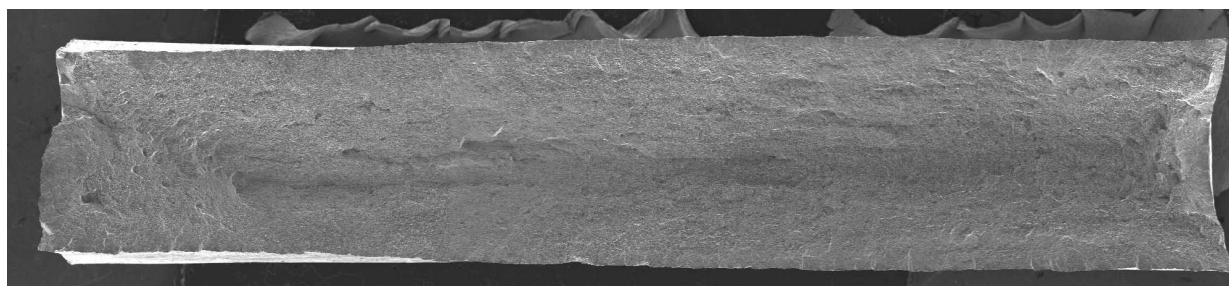
Рисунок 8 – чертеж зауженного образца

Для проведения испытаний на малоцикловую усталость использовали универсальные сервогидравлические испытательные машины «Walter+Bai» мод. LFV-100 НН с максимальным усилием  $\pm 100$  кН, мод. LFV-250 НН с максимальным усилием  $\pm 250$  кН и мод. LFV-500 НН с максимальным усилием  $\pm 500$  кН (класс точности датчиков нагрузки 0,5). Геометрия образцов на МЦУ была такая же, как и у образцов на растяжение.

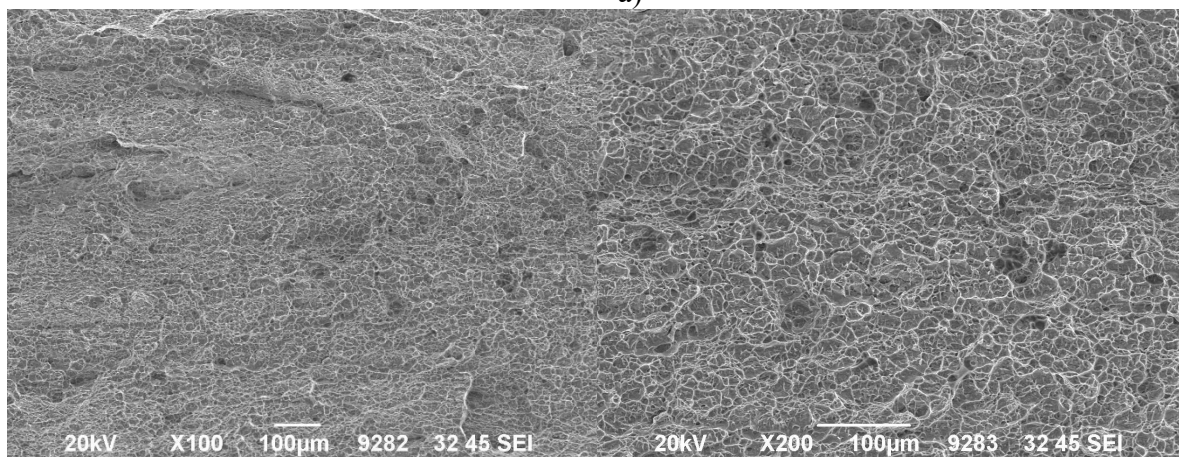
Испытания проводились при  $\sigma_{\max}^{\text{брутто}} = 304$  МПа,  $\sigma_{\max}^{\text{брутто}} = 378$  МПа,  $\sigma_{\max}^{\text{брутто}} = 420$  МПа. Частота приложения одного цикла нагрузок составляла 5 Гц. Асимметрия пульсирующего цикла  $R=0,01$ . По результатам испытаний установлено, что циклическая долговечность до разрушения образцов составляет более 200000 циклов при максимальном брутто-напряжении 420 МПа.

Анализ характера излома образцов (фрактографические исследования) основного металла (рисунок 9) и сварного соединения (рисунок 10) после испытаний на растяжение при 20°C проводили на растровом электронном микроскопе Verios 460 XHR во вторичных электронах.

При макроисследовании изломов образцов основного металла наблюдается большая зона пластической деформации, и ярко выраженные боковые скосы на поверхности разрушения (рисунок 10а). Микростроение излома основного металла представлено пластичным ямочным рельефом, характерным для сплава ВТбч (рисунок 10б, в, г).

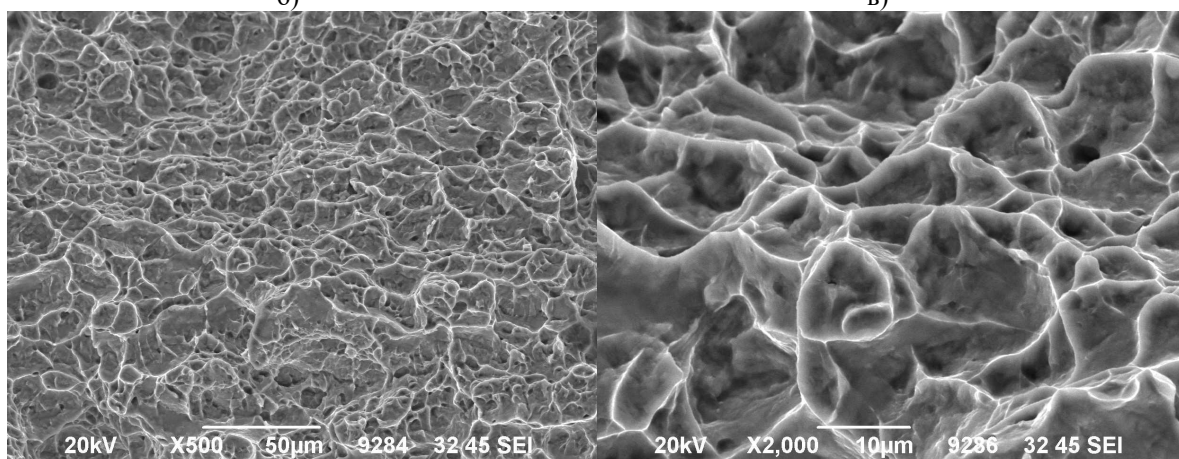


а)



б)

в)



г)

д)

Рисунок 9 – Строение излома образца сплава ВТбч после испытания на растяжение при 20 °С: а – общий вид; б-д – пластичный ямочный рельеф при увеличениях x100, x200, x500 и x2000, соответственно

По сравнению с разрушением основного металла, изломы сварных соединений имеют более развитую поверхность (рисунок 11 а). В изломах образцов сварных соединений наряду с мелкоямочным рельефом, наблюдаются фасетки квазисколов (рисунок 11 б-г).

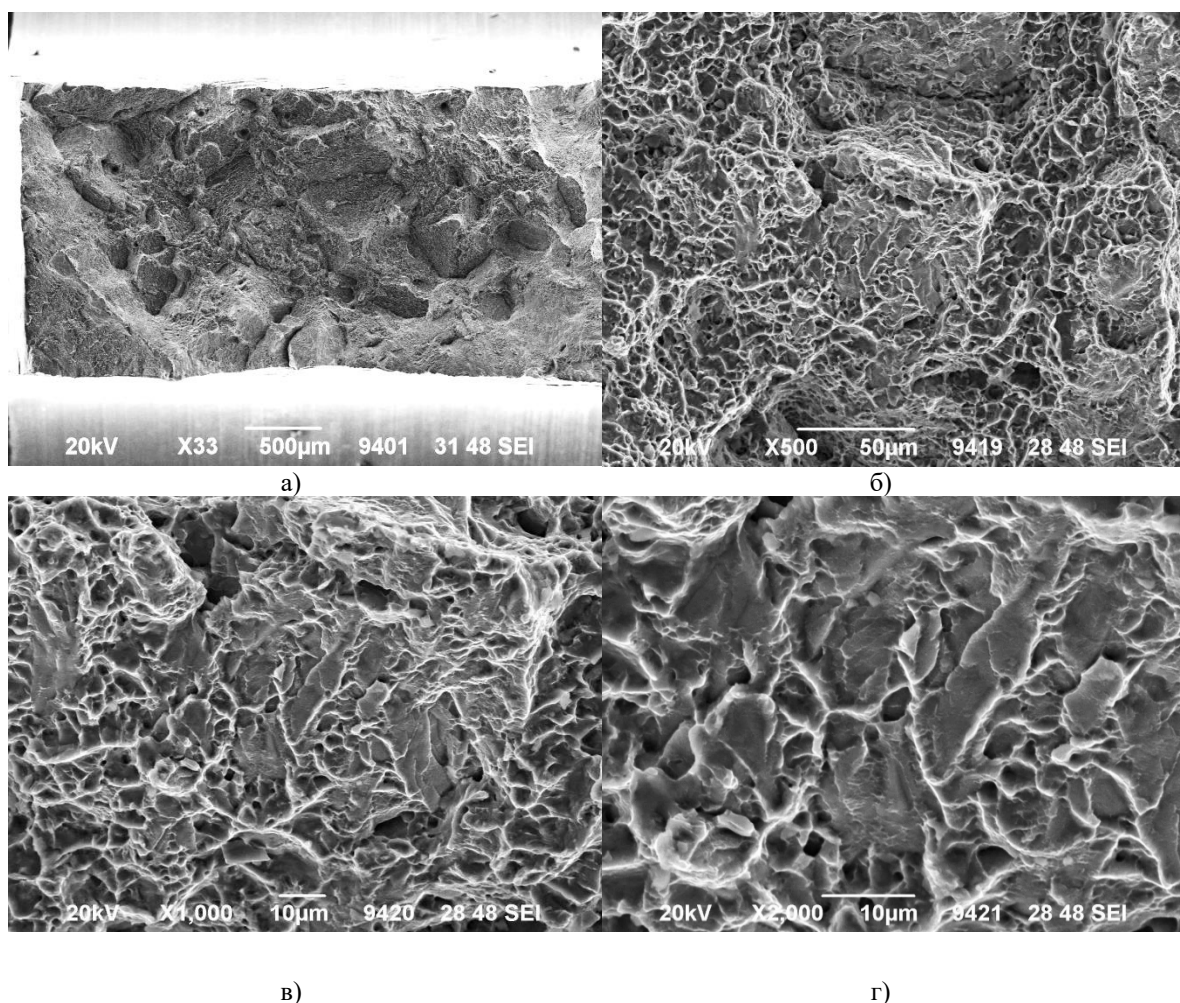


Рисунок 10 – Строение излома образца сварного соединения сплава ВТ6ч после испытания на растяжение при 20 °С: а – общий вид; б-д – мелкоямочный рельеф при увеличениях x500, x1000 и x2000, соответственно

Проведенные металлографические и фрактографические исследования сварных соединений подтвердили данные механических испытаний и показали, что уменьшение размера ямок и появление фасеток квазисколов в изломах сварных соединений приводит к повышению прочности материала сварного шва по сравнению с основным металлом.

### Заключение

1. Установлено, что разработанная технология электронно-лучевой сварки позволила получить качественное, равнопрочное сварное соединение с коэффициентом прочности не менее 1 и позволила повысить коэффициент использования материала на 20%.

2. Проведенные металлографические и фрактографические исследования сварных соединений подтвердили данные механических испытаний и показали, что уменьшение размеров ямок и появление фасеток квазисколов в изломах сварных соединений приводит к повышению прочности материала сварного шва по сравнению с основным металлом.

3. Проведение последующего вакуумного отжига снижает уровень остаточных напряжений в сварных соединениях более чем на 50%.

### Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*, 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: [10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33](https://doi.org/10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33).
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высокотеплонагруженных деталей газотурбинных двигателей // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение*, 2011. № SP4. С. 13–19.
3. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Стратегические направления развития конструкционных материалов и технологий их переработки для авиационных двигателей настоящего и будущего // *Автоматическая сварка*, 2013. № 10. С. 23–32.
4. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*, 2012. № 8. С. 157–167.
5. Ночовная Н.А., Панин П.В., Кочетков А.С., Боков К.А. Опыт ВИАМ в области разработки и исследования экономнолегированных титановых сплавов нового поколения // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2016. №9. Ст.05 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 02.08.2019). DOI: [10.18577/2307-6046-2016-0-9-5-5](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-9-5-5)
6. Тарасов Ю.М., Антипов В.В. Новые материалы ВИАМ-для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК» // *Авиационные материалы и технологии*, 2012. №2 (34). С. 5–6.
7. Фролов В.А. Технология сварки плавлением и термической резки металлов: учеб. пособ. М.: Альфа М. Инфра-М, 2011. 477с.
8. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. М.: Экомет, 2003. 352 с.
9. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Сварка и пайка в авиакосмической промышленности // *Тр. всерос. науч.-практич. конф. «Сварка и безопасность»*, г. Якутск. ИФТПС СО РАН. 2012. С.21-30.
10. Золоторевский Б.Б., Шубладзе Т.Г., Тихонова А.Ф. Остаточные напряжения и деформации в сварных соединениях титанового сплава ВТ6 // *Сварочное производство*, 1982. №1. С. 23-25.
11. Мартынов В.Н., Хохловский А.С., Слива А.П. Электронно-лучевая сварка сталей, алюминиевых и титановых сплавов большой толщины // *Сварочное производство*, 2009. №12. С 20-24.
12. Паршуков Л.И., Ефремов Н.А. Исследование структуры и свойств сварного шва жаропрочного сплава ВЖ159-ИД // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2019. №3. Ст.03 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 09.09.2019). DOI: [10.18577/2307-6046-2019-0-3-27-34](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2019-0-3-27-34)



13. Николаев Г.А. Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х томах. М.: Машиностроение, 1978 (1-4 т).
14. Гончаров А.Л., Слива А.П., Портнов М.А., Терентьев Е.В., Грибков М.С. Исследование сварных соединений разнородных сталей деталей магнитопровода, выполненных ЭЛС // Вестник ПНИПУ Машиностроение. Материаловедение, Т. 15. № 4. С. 74-87.
15. Назаренко О.К., Кайдалов А.А., Ковбасенко С.Н. и др. Электронно-лучевая сварка // под ред. Б.Е. Патона. Киев: Наукова думка, 1987. – 256 с.
16. Опыт электронно-лучевой сварки крупногабаритных изделий из титановых сплавов / Ёлкин В.Н., Макаров С.В., Панфилов А.П., Драгунов В.К., Слива А.П., Терентьев Е.В. // В сб.: Международная конференция электронно-лучевая сварка и смежные технологии. Сборник материалов и докладов. 2015. С. 450-458.
17. Повышение качества формирования сварных соединений при электронно-лучевой сварке неповоротных стыков со сквозным проплавлением / Терентьев Е.В. // Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук / Московский Государственный Технический Университет имени Н. Э. Баумана. Москва, 2014.
18. Влияние скорости сварки на формирование шва при ЭЛС со сквозным проплавлением / Терентьев Е.В., Драгунов В.К., Слива А.П., Щербаков А.В. // Сварочное производство. 2014. № 2. С. 25-29.
19. Определение скорости сварки при ЭЛС больших толщин со сквозным проплавлением / Драгунов В.К., Терентьев Е.В., Слива А.П., Гончаров А.Л., Марченков А.Ю. // Сварочное производство. 2016. № 4. С. 20-25.
20. Герасименко А.В., Магнитов В.С., Шляев Ю.Н. Сварка электронным лучом деталей сложного сечения // Электронно-лучевая сварка в судовом машиностроении, 1987. С. 58-59.
21. Спиридонов Е.В., Шаумян С.А., Мартынов В.Н. Влияние изменения линейной скорости вращения по толщине кольцевого стыка на геометрию шва при электронно-лучевой сварке // Труды МЭИ. Тематич. сб. «Теплоэнергетика и Энергомашиностроение», 1976. Выпуск 294. С. 14-18.
22. Соломатин В.Е., Новосалов Т.М. Опыт применения рентгеновского метода определения остаточных напряжений в сварных соединениях // Автоматическая сварка, 1982. №2. С. 23-28.
23. Ночовная Н.А., Панин П.В. Анализ остаточных макронапряжений в сварных соединениях титановых сплавов разных классов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №5. ст.02 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 20.09.2019). DOI: [10.18577/2307-6046-2014-0-5-2-2](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2014-0-5-2-2).

УДК: 621.791.725:621.9.044

## Применение технологии лазерной наплавки для восстановления валов оборудования теплоэнергоцентралей

Д.С. Загребин<sup>1</sup>, А.М. Чирков<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Ассоциация ВЛИТЦ, г. Киров

[zagrebin@laserintech.ru](mailto:zagrebin@laserintech.ru)

**Аннотация.** Рассмотрен процесс лазерной наплавки изношенных изделий из стали. Проведены металлографические исследования, которые показали отсутствие дефектов в зоне наплавки.

**Ключевые слова:** лазерная наплавка, реновационные технологии.

**Abstract.** Considered the process of laser welding of steel products. Made metallographic examination, which showed the absence of defects in the weld zone.

Key words: laser welding, renovation technology.

### Введение

В настоящее время разработано достаточно много технологий нанесения различных покрытий, с целью создания заданных функциональных свойств поверхностного слоя или восстановления изношенных деталей машин и механизмов. Каждая из существующих технологий имеет свои преимущества и недостатки, которые характеризуются конкретными технико-экономическими показателями, определяющими эффективные области применения технологий нанесения покрытий. Однако ни одна из существующих технологий нанесения покрытий не является универсальной, а функциональные свойства покрытий далеко не всегда удовлетворяют современным техническим требованиям эксплуатации машин и механизмов. [1]

Особенно эффективно технологии нанесения покрытий проявляются в функции реновационных технологий, для восстановления изношенных деталей машин и механизмов, инструмента.

Современные требования, предъявляемые к эксплуатации техники, характеризуются ужесточением условий работы деталей машин и механизмов, что обуславливает необходимость повышения функциональных свойств поверхностного слоя конструкционных материалов.

При всём многообразии существующих технологий нанесения покрытий инженеру-технологу достаточно сложно обосновать и выбрать способ нанесения покрытия, так как это сопряжено с тщательным анализом технико-экономических показателей всего технологического цикла изготовления или ремонта детали и условий её эксплуатации.

При восстановлении изношенных деталей необходимо обеспечить нормативные значения её функциональных и эксплуатационных показателей.

При восстановлении деталей доводят до нормативных значений следующие показатели восстановленных поверхностных слоев: механические свойства (прочность, усталостную прочность и т.д.), геометрические размеры изношенных поверхностей, износостойкость поверхности, коррозионную стойкость, жаропрочность и т.д. Контроль параметров нанесенного покрытия производят только тех, которые критичны для работы конкретной детали и условий ее эксплуатации

Одним из главных требований к реновационным технологиям является сохранение базовых геометрических размеров восстанавливаемой детали в поле допуска и обеспечение технологической прочности нанесенного покрытия.

В настоящее время в машиностроительных отраслях промышленности применяется достаточно много реновационных технологий среди которых наиболее широко применяются: газопламенные, электродуговые, плазменные, лазерные и т.д. Выбор той или иной реновационной технологии для восстановления изношенных деталей определяется технико-экономическими показателями технологического процесса, а также функциональными и эксплуатационными свойствами нанесенного покрытия восстановленной детали.

Окончательный выбор наиболее рационального способа восстановления детали зависит от конструктивных особенностей детали, условий эксплуатации, величины износа, функциональных и эксплуатационных свойств восстановленной поверхности, технологической себестоимости, экологичности процесса.

В настоящее время технологии лазерной наплавки начинают всё больше применяться в промышленности технологически развитых странах, так как обеспечивает наиболее высокое качество наплавленного слоя за один проход, при оптимальных технико-экономических показателях процесса наплавки, по сравнению с альтернативными технологиями, а также достаточно легко поддается автоматизации и роботизации. [2]

Отличительной особенностью эксплуатации оборудования теплоэнергетических центральных (ТЭЦ) является непрерывная круглосуточная работа без перерыва до проведения периодического или капитального ремонта практически в течение всего года.

Безусловно это обстоятельство накладывает очень высокие требования по надежности, ресурсу и безотказности работы теплоэнергетического оборудования. Остановка функционирования ТЭЦ по причине отказа работы оборудования не допускается так как это

приводит, как показывает практика, к серьёзным социально-экономическим последствиям.

Одной из составных частей теплоэнергетического оборудования ТЭЦ являются электрические двигатели. Надежность работы электрических двигателей в значительной мере зависит от степени износа рабочей поверхности шеек посадочных мест подшипников вала ротора. Существующие в настоящее время технологии решения проблемы износа посадочных мест вала ротора под подшипники решаются путем вставок из полимерных материалов, армированных карбидами вольфрама или другими твердыми частицами, не удовлетворяют современным технико-экономическим требованиям по эксплуатации ТЭЦ ни по ресурсу работы, которое составляет несколько месяцев, ни по трудозатратам, связанных с их периодической заменой (демонтаж и разборка электрического двигателя, проточка посадочного места, затем сборка и монтаж).

Попытки решить данную задачу путем восстановления посадочных мест вала ротора с применением газотермических реновационных технологий не увенчались успехом вследствие низкого значения адгезии и высоких долговременных эксплуатационных нагрузок, приводящих к отслоению покрытия.

Применение традиционных технологий наплавки – электродуговых, плазменных, индукционных приводит к значительным тепловым вложениям в вал ротора, деформациям вала ротора и выходу его геометрических размеров за поле допуска, которые невозможно устранить механическим способом. В результате вал ротора электрического двигателя становится непригодным к эксплуатации.

Одним из преимуществ технологии лазерной наплавки, по сравнению с газотермическими способами нанесения покрытий, является высокое значение адгезии, которое достигается металлургической связью наплавленного слоя с подложкой.

Другим преимуществом технологии лазерной наплавки, по сравнению с традиционными технологиями дуговой, плазменной и индукционной наплавки, является минимизация тепловых вложений в наплаваемый вал ротора, что позволяет уменьшить деформации вала ротора и открывает возможность сохранить геометрические размеры вала ротора после наплавки в поле допуска.

Оба эти преимущества предопределили возможность применения технологии лазерной наплавки для восстановления посадочных мест под подшипники вала ротора электрического двигателя.

Необходимо также отметить, что припуски на последующую механическую обработку после лазерной наплавки существенно меньше по сравнению с дуговой, плазменной и индукционной наплавкой и

составляют обычно несколько сот микрон, что позволяет снизить трудоемкость механической обработки после наплавки.

Некоторые примеры применения технологии лазерной наплавки для восстановления посадочных мест под подшипники валов ротора электрических двигателей и других деталей приведены ниже по тексту.

### **1. Лазерная наплавка ротора электродвигателя насоса смывной воды**

Внешний вид ротора электродвигателя насоса смывной воды показан на рисунке 1.

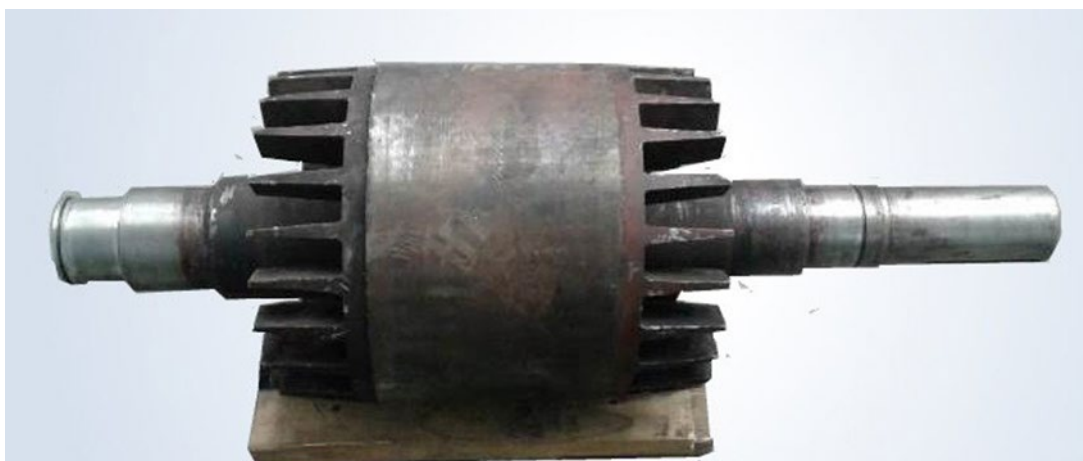


Рисунок 1 – Внешний вид ротора электродвигателя насоса смывной воды

Посадочные места под подшипники вала ротора электрического двигателя после эксплуатации имеют негативную технологическую наследственность в виде микротрещин, «наплывов», мест адгезионного схватывания и т.д. Поэтому перед наплавкой требуется удалить дефектный поверхностный слой. Обычно он составляет от одного до двух миллиметров.

Внешний вид вала ротора электродвигателя насоса смывной воды после механической обработки до лазерной наплавки показан на рисунке 2, а после лазерной наплавки – на рисунке 3.



Рисунок 2 – Внешний вид опорной шейки после механической обработки до лазерной наплавки



Рисунок 3 – Внешний вид опорной шейки ротора после лазерной наплавки

Проведенный визуально-измерительный контроль и металлографические исследования наплавленных поверхностных слоев вала ротора электродвигателя насоса смывной воды показали следующее.

### **Визуальный и измерительный контроль**

При осмотре наплавленной поверхности установлено:

1. Наплавка произведена валиками. Ширина валиков около 2 мм.
2. Поверхность наплавленного металла мелкочешуйчатая. Западения между валиками не превышают 0,1 мм (рис.4).
3. На поверхности наплавленного металла наружных дефектов при осмотре не обнаружено.

### **Контроль твёрдости наплавленного слоя**

Твёрдость наплавленного слоя составила - HRC 40-49 (среднее значение HRC45);

Твёрдость основного металла – HB177.

### **Металлографический анализ**

Микроструктура металла исследовалась на микроскопе БИОЛАМ-И при увеличении  $\times 100$  и  $\times 500$ , а также визуально с использованием лупы.

Микроструктура основного металла является нормальной для стали 45 после закалки и высокого отпуска, наплавленный металл не травится 5% раствором азотной кислоты (рис. 5). Толщина слоя наплавленного металла после цехообработки составляет 0,65 – 0,7 мм, толщина зоны термического влияния ЗТВ составляет около 0,9 мм.

В ЗТВ можно выделить две зоны: участок полной перекристаллизации толщиной 0,4 мм и участок неполной перекристаллизации толщиной 0,5 мм. Участок полной перекристаллизации представляет собой закалочную структуру – бейнит. Линия сплавления чётко выражена, переходная зона (зона смешивания основного и наплавленного металла) не выявлена.

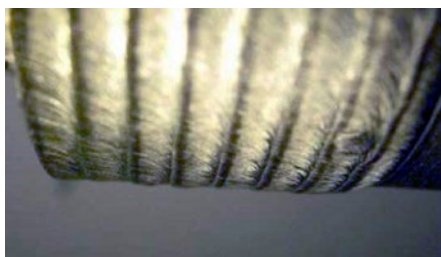


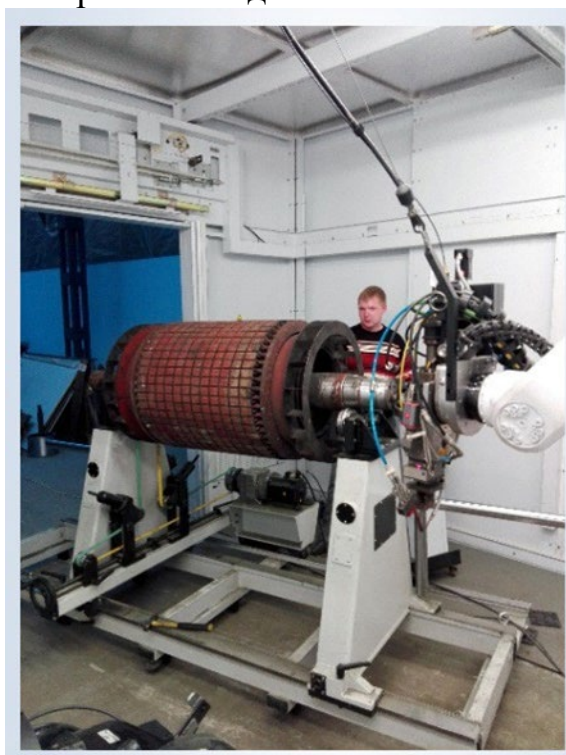
Рисунок 4 – Внешний вид наплавленных валиков



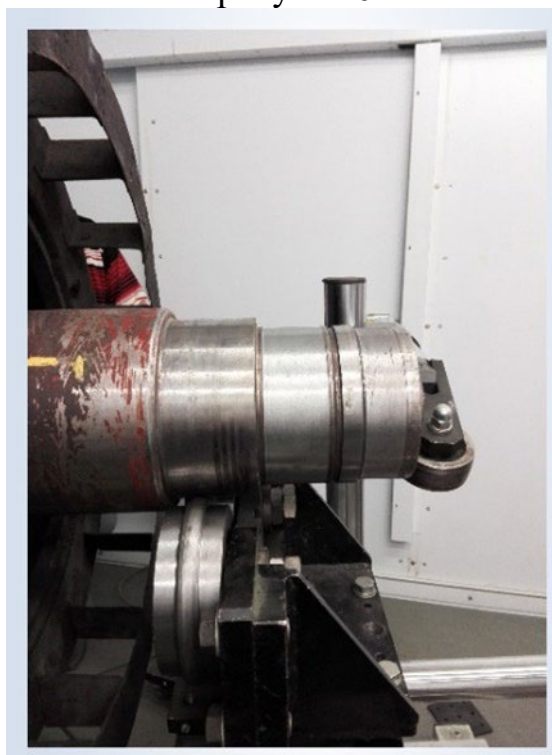
Рисунок 5 – Шлиф зоны сплавления и термического влияния наплавленного слоя после мехобработки

## 2. Лазерная наплавка шеек вала ротора электрического двигателя вентилятора

Лазерная наплавка посадочных мест под подшипники вала ротора электрического двигателя вентилятора показана на рисунке 6.



а



б

Рисунок 6 – а) Внешний вид вала ротора вентилятора; б) Посадочное место вала электрического двигателя вентилятора, после лазерной наплавки

## 3. Лазерная наплавка опорных шеек ротора электрического двигателя подпорного сетевого электронасоса

Внешний вид ротора электрического двигателя подпорного сетевого электронасоса показан на рисунке 7.

Внешний вид опорной шейки ротора электрического двигателя подпорного сетевого электронасоса после наплавки показан на рисунке 8.

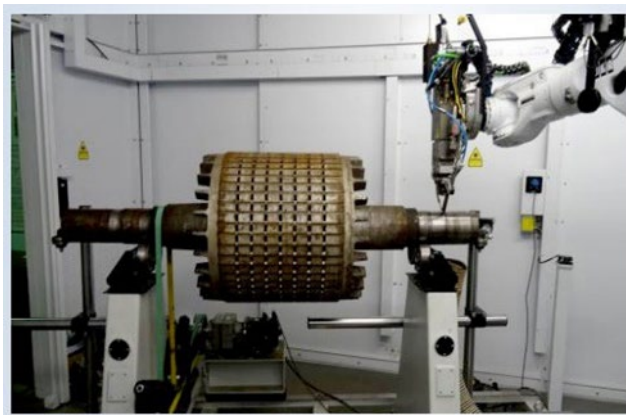


Рисунок 7 – Внешний вид ротора электрического двигателя насоса

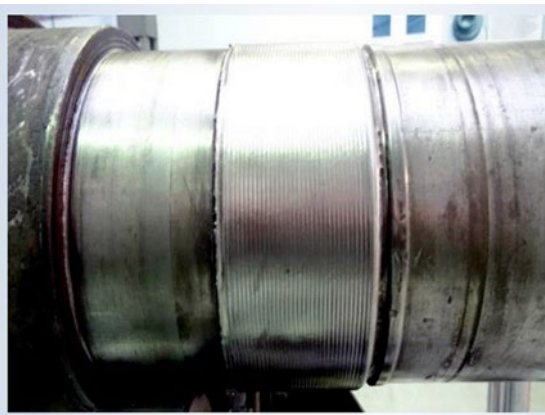


Рисунок 8 – Внешний вид опорных шеек электрического двигателя насоса ротора после наплавки

Все работы по наплавке производились на роботизированном лазерном комплексе фирмы TRUMPF TRULASER ROBOT 5020 (рис. 9).



Рисунок 9 – Внешний вид лазерного комплекса

## Литература

1. Восстановление деталей машин. Справочник // *Пантелеенко Ф.И., Лялякин В.П., Иванов В.П., Константинов В.М.* / Под Ред. Иванова В.П.–М.: Машиностроение, 2003. – 672 с.
2. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника)/ *А.В. Чичинадзе, Э.М. Бердиндер и др.*; под общей ред. А.В. Чичинадзе. – М.: Машиностроение.



## **Оптимизация технологии электронно-лучевой сварко-пайки молибденового сплава ТСМ-7С с никелевым сплавом ЧС-57**

А. Ю. Зайцев<sup>1</sup>, А. А. Уваров<sup>1</sup>, Ю. О. Цветков<sup>1</sup>

<sup>1</sup> АО НИКИЭТ, ул. Малая Красносельская, дом 2/8, Москва, Россия  
E-mail: [sanechka122498@gmail.com](mailto:sanechka122498@gmail.com)

**Аннотация.** Работа посвящена оптимизации технологии электронно-лучевой сварко-пайки молибденового сплава ТСМ-7С с никелевым сплавом ЧС-57. Данный тип соединения находит широкое применение в современной ядерной и авиакосмической технике, в силу чего и возник вопрос об оптимизации и отработке данной технологии на новом, более совершенном оборудовании. Статья включает в себя исследование свойств и свариваемости соединяемых сплавов, разработку конструкции и технологической схемы сварки с обоснованием последней, описание технологии сварко-пайки данного соединения и ее особенности. Результаты исследования показали отсутствие видимых внешних дефектов при визуальном измерительном контроле, а также отсутствие внутренних дефектов при рентгенографическом контроле. Помимо этого, проводились испытания на растяжение и металлографические исследования образцов. В совокупности результаты исследований и испытаний показали возможность получения соединений, надежно работающих в действующих условиях эксплуатации.

### **1. Введение**

В настоящее время широкое применение в ядерной и авиакосмической технике получили соединения из сплавов молибдена со сплавами никеля.

Специалистами АО «НИКИЭТ» была проведена работа по оптимизации и отработке технологии электронно-лучевой сварко-пайки (ЭЛСП) сплава ТСМ-7С со сплавом ЧС-57.

Ранее специалистами были проведены исследования по свариваемости такого соединения на сварочной установке старой модели. В силу введения в эксплуатацию нового высокотехнологичного оборудования было принято решение оптимизировать и отработать технологию сварки с учетом возможностей более совершенного оборудования.

### **2. Методика проведения исследований**

#### *2.1 Исследование свойств сплавов и их свариваемости*

Молибден является металлом, преимущества которого, в сравнение с другими тугоплавкими металлами, делает его перспективным для изделий новой техники. Теплофизические и термодинамические свойства молибдена обеспечивают надежную работу конструкций из его сплавов

при высоких тепловых нагрузках. Большая удельная прочность при высоких температурах, малый тепловой коэффициент расширения, хорошая термостойкость и высокая теплопроводность – выделяет его среди других тугоплавких металлов. Химический состав сплава ТСМ-7С включает в себя тантал, железо, углерод и кислород. По данным [1] увеличение содержания углерода приводит к повышению порога хрупкости молибдена. Легирование сплава углеродом приводит к образованию гетерофазных сплавов с карбидным упрочнением, что повышает жаропрочность и пластичность сплава. Для повышения технологических свойств молибден легируют сравнительно небольшим количеством других элементов. Пластичность ТСМ-7С повышают твердорастворным легированием танталом (рис. 1).

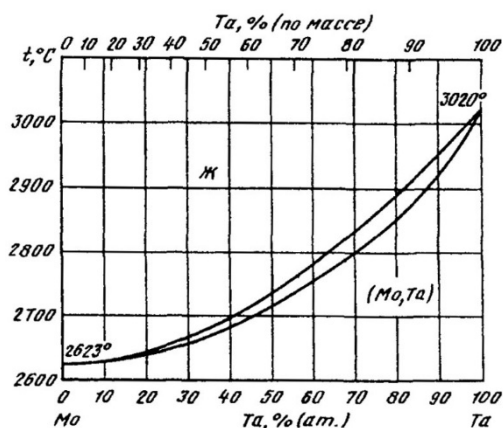


Рисунок 1 – Диаграмма состояния Мо-Та

Также на пластичность молибдена влияет характер его структуры. Основным фактором является размер зерна (рис. 2, 3). Чем мельче зерно, тем больше развита межзеренная поверхность и тем труднее развиваться хрупкой трещине. Измельчение зерна, ведущее к снижению удельного количества примесей внедрения на единицу границы зерна, существенно повышает пластичность металла [2].

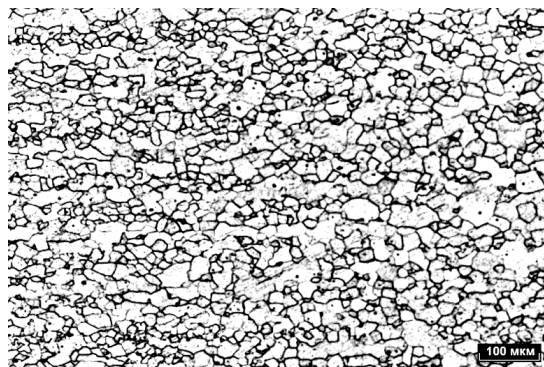


Рисунок 2 – Микроструктура основного металла сплава ТСМ-7С, увеличение x100

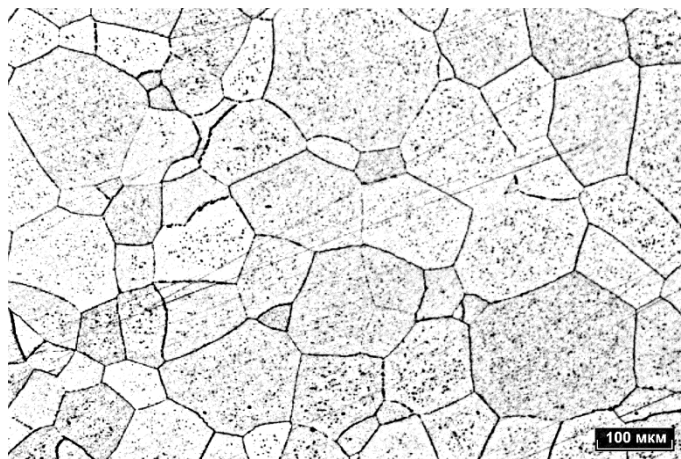


Рисунок 3 – Микроструктура зоны термического влияния сварного соединения сплава ТСМ-7С, увеличение x100

Сплав ЧС-57 склонен к образованию трещин при сварке, причиной чего является провал пластичности в температурном интервале хрупкости. Внутризеренные выделения в сплаве блокируют деформацию тела зерен и локализуют сдвиговую деформацию у границ в узкой приграничной зоне, разупроченной легирующими элементами, которые образуют фазы, инициирующие образование межкристаллитных трещин. В высоконикелевых сплавах такими фазами являются интерметаллиды, карбиды, эвтектики. Чем больше легирован сплав (а он дополнительно легируется при сварке в контакте с молибденовым сплавом), тем больше выделений, определяющих склонность его к образованию трещин.

Сварка молибдена с материалами на основе никеля и железа является трудной технологической задачей в силу взаимодействия металлов при высоких температурах с образованием химических соединений (рис. 4) в переходной зоне, отрицательно влияющих на свойства сварного соединения. Помимо этого, молибден обладает низкотемпературной хрупкостью и невысокой температурой рекристаллизации [3].

## 2.2 Разработка конструкции и технологической схемы сварки

Для отработки технологии ЭЛСП была разработана конструкция опытных образцов, по своей геометрии приближенная к существующему изделию. Учитывая свойства свариваемых материалов (пункт 2.1) и разность температур плавления свариваемых материалов (Ni – 1728 К, Мо – 2980 К), был выбран вариант сварко-пайки с расплавлением только никелевого сплава. При этом, с целью ограничения времени контакта сплавов использовалось промежуточное покрытие, наносящееся в процессе сварки путем расплавления медной вставки, находящейся в кольцевой канавке (рис. 6), выточенной на детали из молибдена. При сварко-пайке промежуточное покрытие взаимодействовало с

расплавленным ЧС-57 и твердым ТСМ-7С с образованием барьерного слоя [4]. Материалом присадочной проволоки была выбрана медь. Промежуточное покрытие при сварке должно способствовать растеканию никелевого сплава по поверхности и смачиванию им молибдена с образованием химической связи между сплавами.

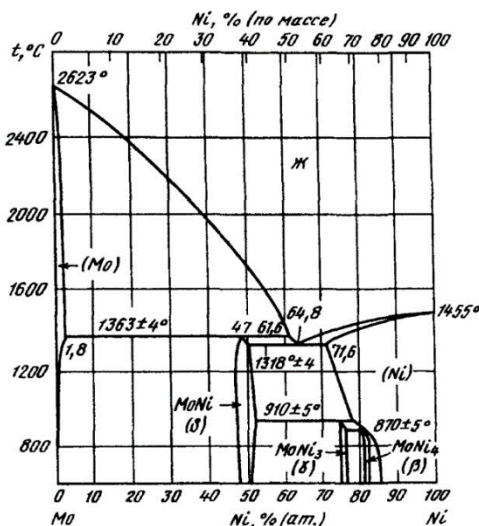


Рисунок 4 – Диаграмма состояния Mo-Ni

Схема сварко-пайки молибдена с никелем представлена на рисунке 5. Качественное соединение сплавов при сварко-пайке образовывается благодаря взаимодействию расплавленного никелевого сплава с растворенной поверхностью молибденового сплава и диффузионным массообменом между ними.

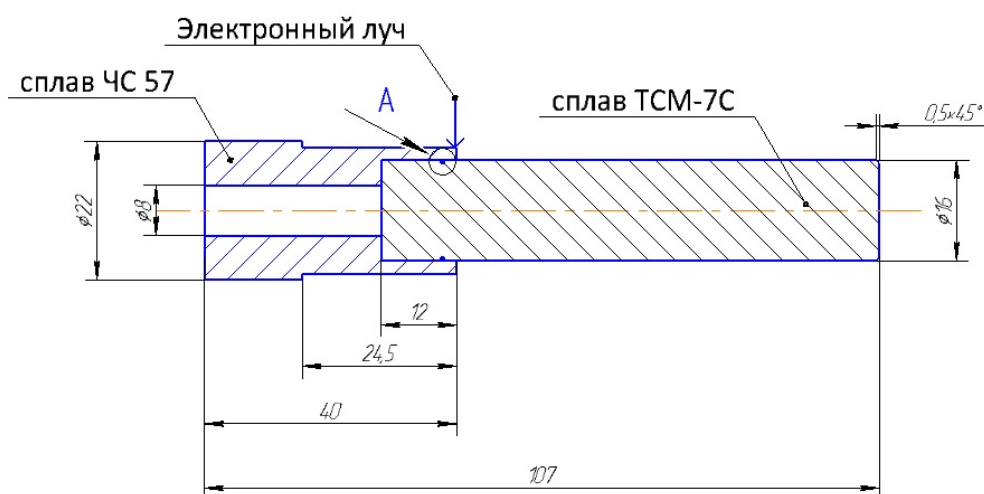


Рисунок 5 – Схема сварко-пайки сплава ТСМ-7С со никелевым сплавом ЧС-57

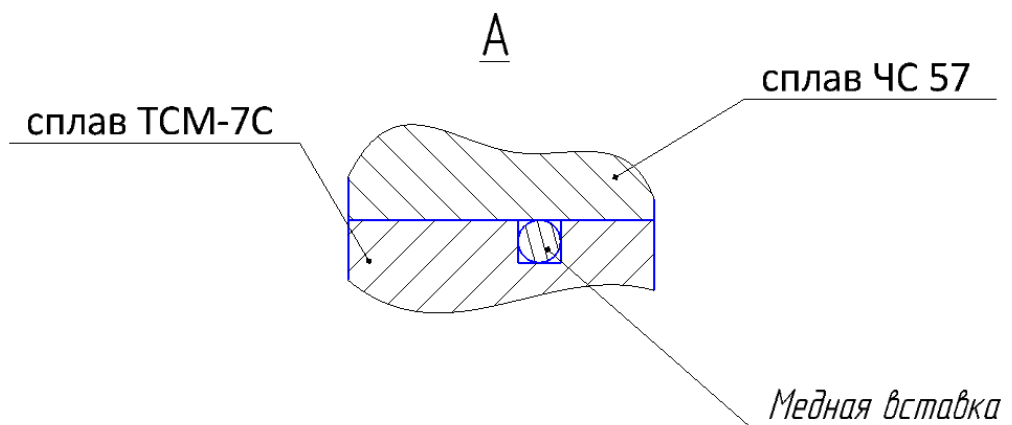


Рисунок 6 – Положение медной вставки в кольцевой канавке

### 2.3 Технология ЭЛСП

Сварку проводили на установке электронно-лучевой сварки 6Е500-М2. Данное оборудование – современная автоматическая установка с программным управлением и вакуумной станцией на базе турбомолекулярных насосов. Управление сварочными процессами осуществляется с помощью сварочного манипулятора и рабочей станции оператора.

Сварка проводилась за один проход в непрерывном режиме. Подготовка деталей под сварку заключалась в обезжиривании и последующим обезвоживанием свариваемых деталей, особое внимание уделялось очистке кольцевой канавки. Для фиксации медной вставки в канавке выполняли прихватку на лазерной установке в месте ее перехлеста. Непосредственно перед операцией сварки детали повторно обезжиривали и обезвоживали. Оснастка не применялась. После сборки детали закреплялись в патроне сварочного манипулятора, выставленном в горизонтальном положении.

После этого проводилась герметизация сварочной камеры и создание в ней высокого вакуума. Затем подавалось ускоряющее напряжение в электронно-лучевую пушку и проводилась сварка опытных образцов. После сварки образцы охлаждали в вакууме в течение нескольких минут.

Наведение и фокусировку луча осуществляли вручную с помощью двух видеокамер. Электронный луч вели по стыку путем вращения патрона манипулятора вокруг своей оси со скоростью сварки. Также применялась вертикальная развертка электронного луча с амплитудой в несколько миллиметров. Управление перемещением велось по программе.

Основной целью отработки технологии ЭЛСП был подбор оптимальных режимов сварки, обеспечивающих полное проплавление

медной вставки и никелевого сплава с последующим растеканием последнего по поверхности молибденового сплава, а также отсутствия внутренних и внешних дефектов сварных соединений. Для этого вручную подбирали сварочный ток, обеспечивающий проплавление никелевого сплава и медной вставки, исключая плавление молибдена. Скорость сварки подбирали высокой в целях снижения вероятности возникновения «капли» материала.

### 3. Результаты исследований и их обсуждение

После сварки опытные образцы прошли визуально-измерительный контроль, который не показал видимых дефектов и трещин на поверхности деталей, также были проведены рентгенографический контроль, при котором не было выявлено дефектов сварного соединения (пор, несплавлений, трещин) и контроль герметичности. Помимо этого проведены испытания на растяжение образцов и металлографические исследования.

#### 3.1 Испытания на растяжение

Испытания на растяжение сварных образцов проводили на универсальной испытательной машине Инстрон 5982 с использованием самозатягивающихся захватов клиновидного типа для испытаний при комнатной температуре и резьбовых захватов для испытаний при повышенных температурах. Все испытания показали, что разрыв происходит по основному металлу молибденового сплава. Сварные образцы после испытаний на разрыв показаны на рисунке 8.



Рисунок 7 – Сварные образцы после испытания на растяжение

### 3.2 Металлографические исследования

Металлографические исследования проводились на шлифах, вырезанных из опытных образцов. На полученной панораме сварного шва (рис. 8) видно, что медная вставка полностью расплавилась, а ЧС-57 растекся по поверхности сплава ТСМ-7С, заполнив канавку.



Рисунок 8 – Панорама сварного шва (медная вставка)

Образовавшееся в процессе сварки покрытие имеет сложный химический состав. Фрагмент сварного соединения, на котором видно данную зону-покрытие показан на рисунке 9.

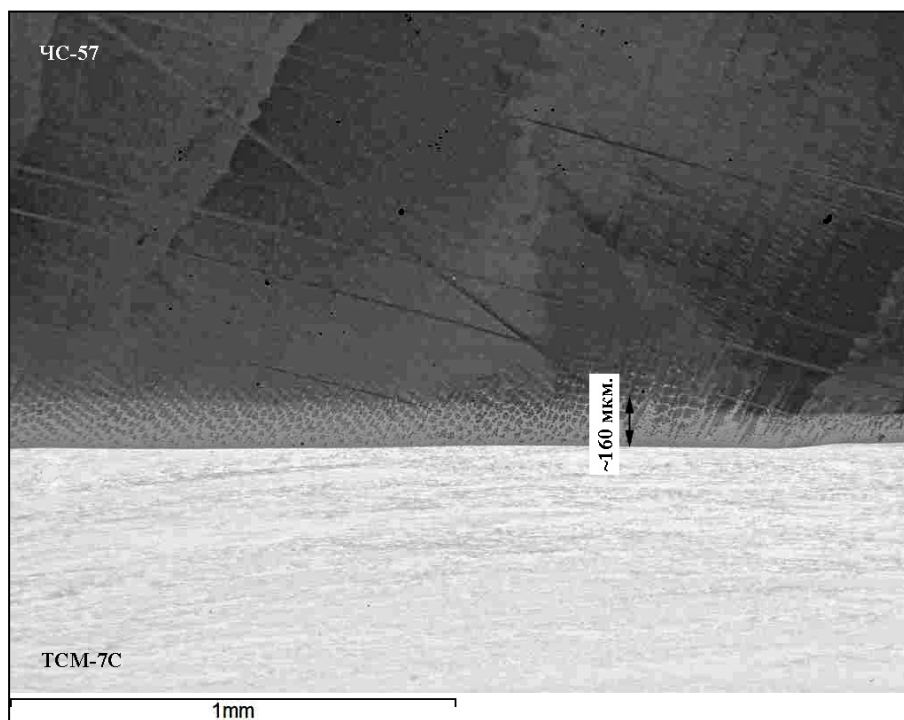


Рисунок 9 – Фрагмент сварного соединения ТСМ-7С – ЧС57; x50

Также, металлографические исследования показали, что медь почти полностью растворилась в соединяемых сплавах.

### 4. Заключение

Была проведена работа по оптимизации технологии ЭЛСП ТСМ-7С с ЧС-57 на установке для электронно-лучевой сварки 6Е500-М2, подобран режим и отработана технология сварки. Проведены различные виды испытаний, среди которых: визуально-измерительный,

металлографический контроль и испытания на осевое растяжение. Результаты испытаний и исследований показали возможность создания соединения, обладающего нужными технологическими свойствами для использования в конструкциях новой техники, при использовании современной установки и применении оптимальных параметров сварки.

## **5. Литература**

1. *Гуревич С.М., Нероденко М.М., Харченко Г.К., Аснис Е.А., Полищук Е.П.* Металлургия и технология сварки тугоплавких металлов и сплавов на их основе. Киев: «Наукова думка», 1962.
2. *Зейгл Л.Л., Дихенсон С.Д.* В сб. «Свойства тугоплавких металлов и сплавов». Металлургия, 1968.
3. *Рохлин Э.А.* Анализ температурно-временных условий взаимодействия расплавленного металла с твердым при сварке-пайке разнородных металлов. Сварка. Сб. статей № 11. Изд-во «Судостроение», 1968.
4. *Будкин Ю.В., Сивов Е.Н.* Технология получения сварно-паяных переходников из молибдена и стали. Сварочное производство, № 6. 1997.



## Модификация поверхности стали 3Х2В8Ф нанесением В-АI-покрытий методами химико-термической и электронно-лучевой обработки

У.Л. Мишигдоржийн<sup>1,3</sup>, Н.С. Улаханов<sup>1</sup>, А.С. Милонов<sup>2</sup>,  
А.П. Семенов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, 40В, ул. Ключевская, Улан-Удэ, 670013, Россия

<sup>2</sup> Институт физического материаловедения СО РАН, 6, ул. Сахьяновой, г. Улан-Удэ, 670047, Россия

<sup>3</sup> Электронный адрес автора-корреспондента: [druh@mail.ru](mailto:druh@mail.ru)

**Аннотация.** Разработка новых защитных покрытий имеет большое фундаментальное и прикладное значение для повышения эксплуатационных свойств поверхностных слоев деталей машин, увеличения долговечности их службы и расширения их функциональных возможностей. Предлагаемое исследование посвящено созданию покрытий на основе бора и алюминия на поверхности легированной стали комбинированным методом, включающим диффузионное насыщение (ДН) и последующую электронно-лучевую обработку (ЭЛО). ДН осуществляли в насыщающих пастах на основе карбида бора и алюминия при температуре 1050 °С в течение 2 часов. В результате обработки на поверхности стали формируется диффузионный слой толщиной до  $(5.6-5.8) \cdot 10^2$  мкм со сложным строением и неоднородным по глубине составом. Последующая ЭЛО привела к полной трансформации первичного диффузионного слоя и увеличению его толщины до  $10^3$  мкм. Фазовый анализ показал значительные различия в составе до и после ЭЛО. Так, после ЭЛО были обнаружены бориды вольфрама (WB, W<sub>2</sub>B<sub>9</sub>) и железа (Fe<sub>2</sub>B). Помимо этого установлено, что распределение микротвердости и элементного состава (B,Al,W) по глубине слоя после ЭЛО имеет более благоприятный профиль без значительных колебаний, по сравнению с образцом после ДН.

### 1. Введение

В настоящее время для изготовления деталей, работающих в условиях высоких механических и тепловых воздействий, сопровождающихся ударными нагрузками, выбираются легированные и специальные стали. Часто поверхностные слои указанных сталей нуждаются в дополнительном упрочнении из-за высоких механических и тепловых нагрузок. Так, известно, что в процессе литья под давлением более 80% штампов выходят из строя из-за образования поверхностных трещин, вызванных перепадом температур [1]. Таким образом, одной из важных проблем в машиностроении является разработка методов повышения функциональных свойств поверхностных слоев различными методами упрочнения.

Повышение функциональных свойств деталей из инструментальных сталей может быть обеспечено химико-термической обработкой (ХТО). ХТО вызывает особый интерес из-за способности

обеспечивать повышение физико-механических свойств при низкой себестоимости процесса. Например, борирование обеспечивает ряд положительных свойств, таких как высокая твердость, низкий коэффициент трения, высокая износостойкость, устойчивость к эрозии, коррозии и окислению [2]. В настоящее время в технологии машиностроения при модификации поверхностных слоев сталей и сплавов можно эффективно использовать многокомпонентную химико-термическую обработку (ХТО), заключающуюся в одновременном или последовательном диффузионном насыщении поверхности несколькими химическими элементами. Такие комплексные методы ХТО как бороалитирование позволяют в значительной мере увеличить сопротивление износу, а также повысить жаростойкость, коррозионную стойкость и ряд других свойств поверхностных слоев деталей машин [3].

## **2. Постановка проблемы**

Несмотря на значительное количество публикаций в научно-технической литературе, проблема поиска эффективных методов упрочнения сохраняет актуальность. На сегодняшний день задача по разработке теории формирования бороалитированных покрытий, обладающих комплексом физико-механических свойств – высокими износо-, жаро- и коррозионной стойкостью, остается до конца не решенной. Традиционное бороалитирование приводит к формированию слоя, в котором фазы, располагаясь послойно, не позволяют в полной мере проявиться положительным свойствам бороалитированного слоя в комплексе. Существующие методики создания защитных покрытий как правило предполагают использование в качестве основы недорогие углеродистые конструкционные стали, подвергаемые поверхностной модификации. Тем самым достигается экономический эффект, за счет замены дорогостоящих легированных сталей и сплавов. Однако данный подход имеет некоторые ограничения:

1. Покрытия на основе бора, полученные диффузионными методами имеют ряд недостатков: слоистая структура покрытия, высокая хрупкость, резкий перепад свойств при переходе от покрытия к подложке, разнонаправленный характер распределения остаточных напряжений, обусловленные анизотропией теплового расширения боридных фаз.

2. Для изделий, работающих под давлением, в условиях ударных нагрузок и повышенных температур, сохраняется необходимость обеспечения прочности и высоких механических свойств не только на поверхности, но и в объеме изделий. Углеродистые стали зачастую не могут обеспечить данный показатель.

В этом отношении особенно перспективным является исследование способов создания композиционных структур на поверхности легированных сталей на основе бора и алюминия таким образом, чтобы и

твердые, и пластичные фазы располагались в покрытии в различных сочетаниях (упорядочено или произвольно). Известно, что электронно-лучевая обработка (ЭЛО) борированных слоев приводит к фазовому перераспределению и значительным микроструктурным изменениям [4]. Так, в результате обработки формируется дополнительная фаза  $Fe_3B$  помимо имеющихся  $FeB$  и  $Fe_2B$ . При этом, вместо «классического» игольчатого борированного покрытия, получают покрытия с композиционной структурой. В [5] установлено, что износостойкость и пластичность данного типа покрытий выше, чем у игольчатого слоя. Использование ЭЛО является эффективным методом нивелирования высокой хрупкости покрытий на основе бора благодаря формированию покрытий с композиционной структурой. Это достигается за счет фазовой трансформации в результате переплава поверхностных слоев под воздействием электронного пучка, что обеспечивает более плавное распределение микротвердости, благоприятное распределение остаточных напряжений и повышенные адгезионные свойства [6].

Цель настоящей работы: получение покрытия с композиционной структурой для повышения комплекса механических свойств поверхности стали 3Х2В8Ф комбинированным методом химико-термической и электронно-лучевой обработки.

### **3. Материалы и методы**

Покрытия синтезировали на поверхности легированной стали 3Х2В8Ф в два этапа:

1. Сначала проводили процесс диффузионного бороалитирования в пастах, содержащих порошки карбида бора, алюминия и фторида натрия в качестве активатора. Методология приготовления паст и состав порошковой смеси описаны в работах [7,8].

2. На втором этапе полученные диффузионные покрытия дополнительно обрабатывали электронным лучом на электронно-лучевой установке с электронной пушкой ЭПА-60-04.2 с блоком управления БУЭЛ и высоковольтным выпрямителем [9]. Нагрев осуществляли непрерывным пучком в течение 2-5 минут при удельной мощности  $W=5.7 \times 10^2$  Вт/мм<sup>2</sup>. Остаточное давление в вакуумной камере не превышало  $2 \times 10^{-3}$  Па.

Микроструктуру образцов исследовали на металлографическом микроскопе «МЕТАМ РВ-34». Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке 0.5 Н. Рентгеноспектральный микроанализ проводили на растровом электронном микроскопе «JSM-6510LV, JEOL» с микроанализатором «INCA Energy 350, Oxford Instruments». Фазовый состав определяли на рентгеновском дифрактометре «Phaser 2D, Bruker» в медном излучении с интервалом съемки  $10^\circ$ - $90^\circ$ . Перечисленные исследования проводили в ФГБОУ ВО ВСГУТУ (Центр коллективного пользования «Прогресс», кафедры

«Технология машиностроения, металлообрабатывающие станки и комплексы», «Металловедение и технологии обработки материалов») и Институте физического материаловедения СО РАН (Лаборатория физического материаловедения).

#### 4. Обсуждение результатов

В результате ДН на поверхности стали формируется покрытие толщиной до  $(5.6-5.8) \cdot 10^2$  мкм со сложным строением, рисунок 1(а). В зависимости от глубины залегания можно выделить несколько структурных зон в покрытии. Пористая наружная зона 1 состоит из крупных светлых кристаллов, ориентированных в направлении  $\{001\}$ . Зона 2 расположена ниже и характеризуется наличием мелких или удлиненных кристаллов, расположенных в светлой матрице. Зоны 3 и 4 имеют ячеистую структуру, где первая с преобладающими светлыми фазами, вторая – с темными, по-видимому ферритными кристаллами.

Последующая ЭЛО привела к полной трансформации первичного диффузионного слоя и увеличению его толщины до  $10^3$  мкм, рисунок 1(б). Был получен однородный слой без видимых признаков зональности (слоистости). На поверхности слоя располагаются дендритные образования.

РФА (рис. 2) выявил наличие FeB, Fe<sub>3</sub>Al, Fe<sub>7</sub>W<sub>6</sub>, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Наличие борида и алюминиды железа является закономерным для ДН в пастах на основе карбида бора [7,8]. Присутствие феррованадия является маловероятным. Согласно двойной диаграмме Fe-W область существования фазы Fe<sub>7</sub>W<sub>6</sub> находится в температурном интервале 1190-1637 °С [10]. Процесс ДН осуществляли в печи без контролируемой атмосферы, поэтому наличие оксида железа можно объяснить диффузией кислорода воздуха сквозь пасту.

Обработка электронным лучом диффузионного слоя привела к формированию боридов ванадия (WB, W<sub>2</sub>B<sub>9</sub>) и железа (Fe<sub>2</sub>B) (рис. 3). При этом, борид FeB обнаружен не был. Из карбидных фаз выявлен сложный карбид Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C- Fe<sub>4</sub>W<sub>2</sub>C.

Распределение микротвердости по глубине слоя показало, что образец после ЭЛО имеет более благоприятный профиль без значительных колебаний, по сравнению с образцом после ДН (рис. 4). Распределение бора, алюминия и вольфрама по глубине слоя после ЭЛО более равномерное, по сравнению с профилем после ДН (рис. 5,6).

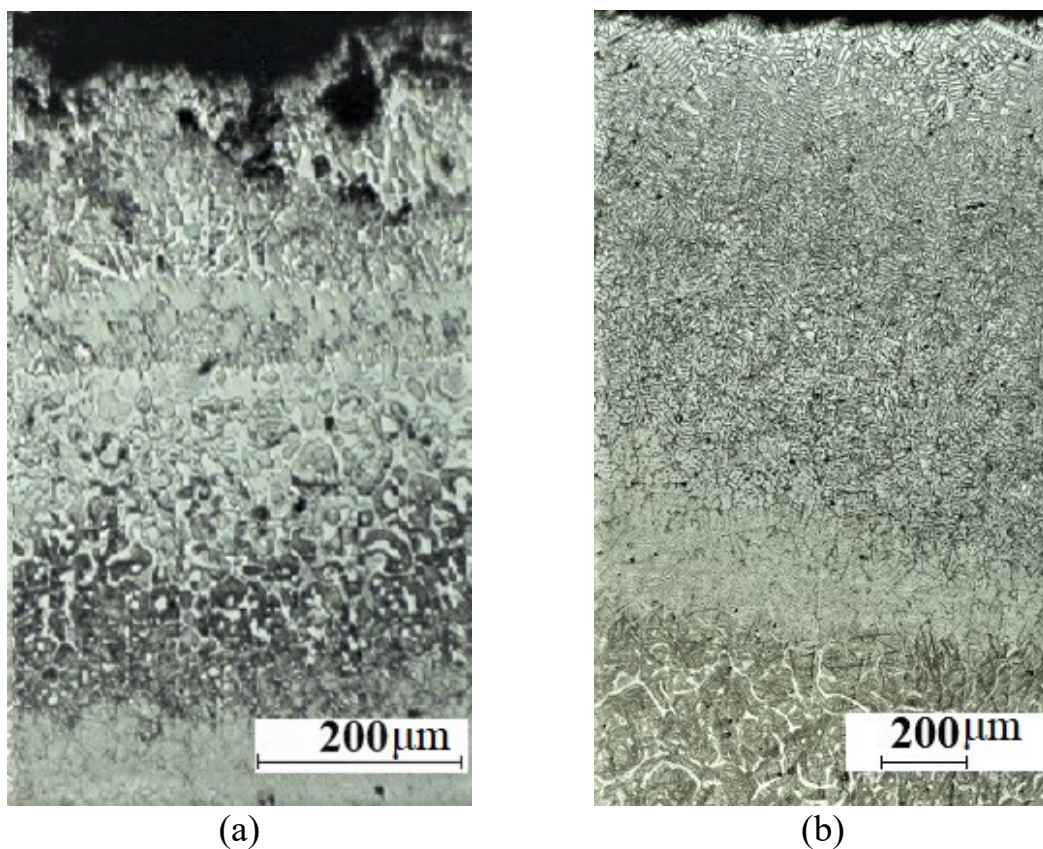


Рисунок 1 – Микроструктура стали 3X2B8Ф: (а) – после ДН; (б) – после комбинированной обработки.

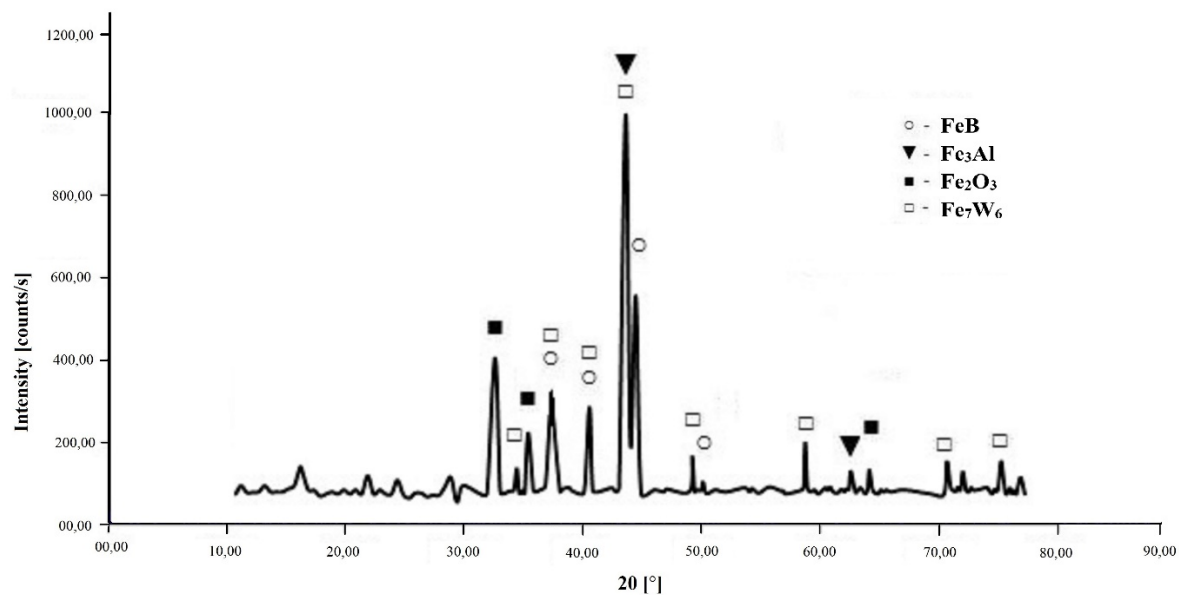


Рисунок 2 – Рентгенограмма стали 3X2B8Ф после ДН

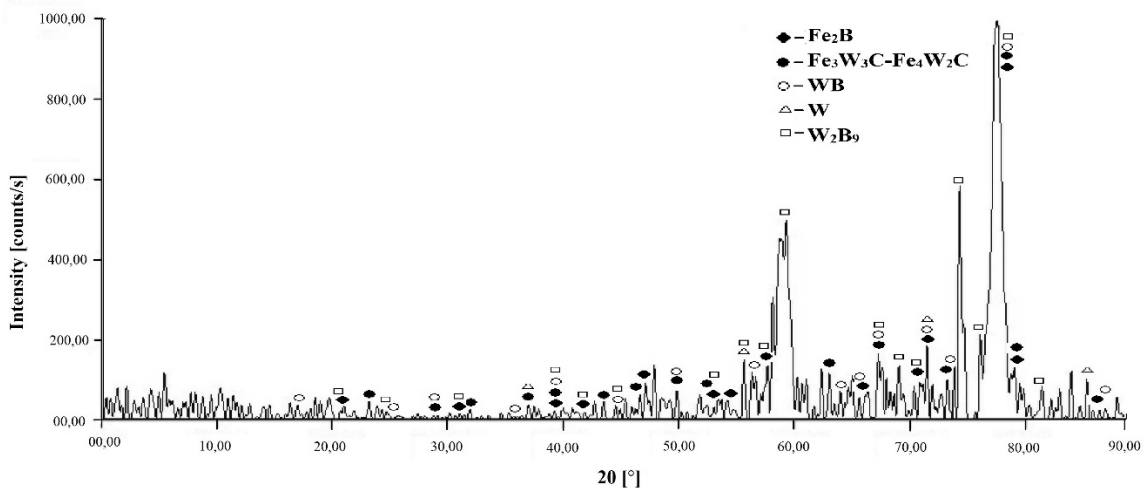


Рисунок 3 – Рентгенограмма стали 3X2B8Ф после комбинированной обработки

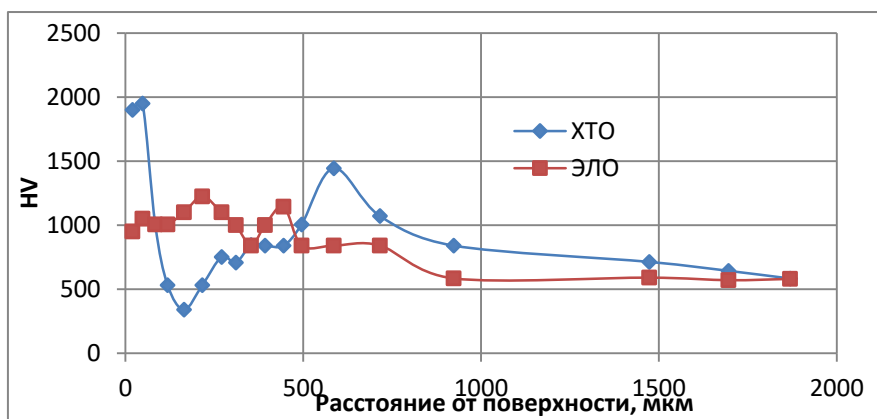


Рисунок 4 – Распределение микротвердости стали 3X2B8Ф после ДН (ХТО) и комбинированной обработки (ЭЛО)

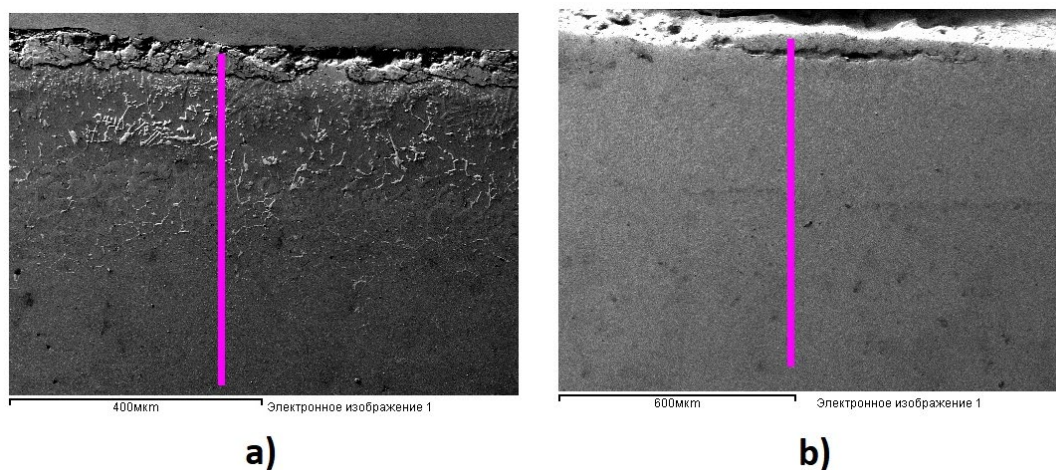


Рисунок 5 – Микроструктуры стали 3X2B8Ф с линиями набора спектров: (а) – после ХТО; (б) – после комбинированной обработки

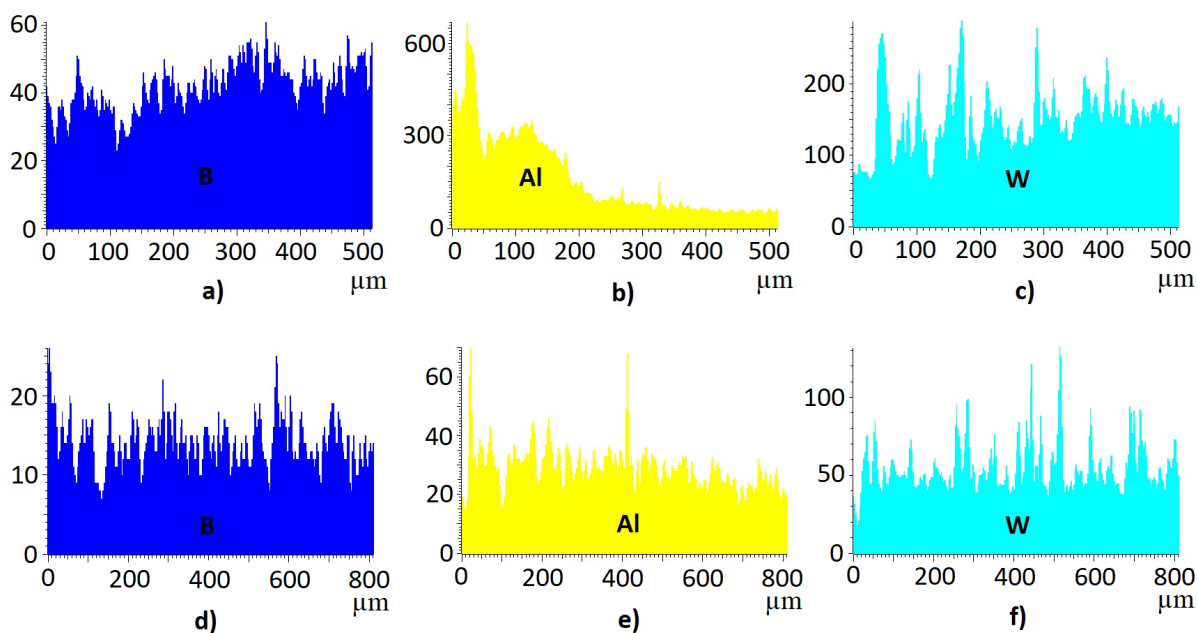


Рисунок 6 – Распределение элементов (B,Al,W) по толщине слоя: (a,b,c) – после ХТО; (d,e,f) – после комбинированной обработки

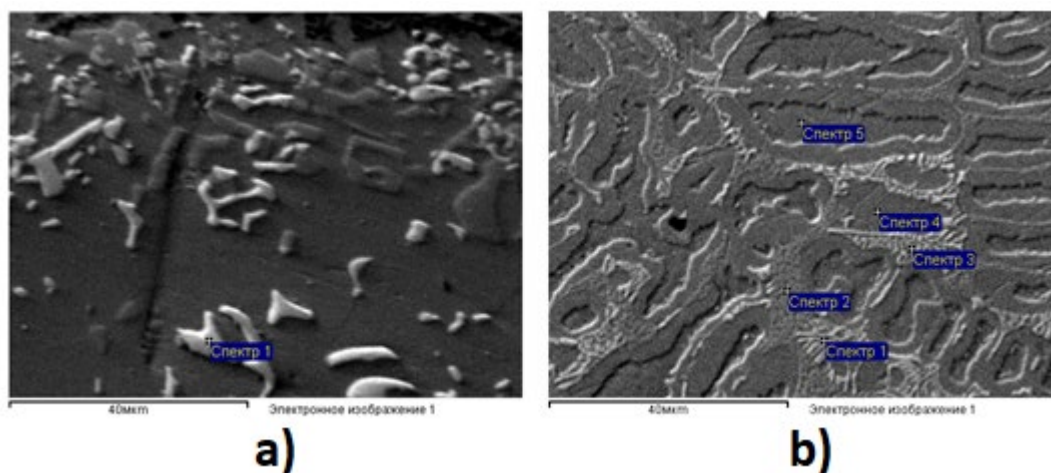


Рисунок 7 – Микроструктуры стали 3Х2В8Ф, х1500: (а) – после ХТО; (б) – после комбинированной обработки

Снимки с РЭМ показали, что твердые фазы – бориды и карбиды железа – отличаются по строению и размерам в зависимости от обработки (рис. 7).

### 5. Заключение

Комбинированный способ обработки приводит к выравниванию фазового состава по глубине слоя и получению структуры с однородным составом. Слоистость и фазовая неоднородность по глубине покрытия значительно снижена.

## Acknowledgments

The reported study was funded by the grant of the President of the Russian Federation for the state support of young Russian scientists – PhD holders, according to the research project No. 075-15-2019-514.

## Литература

1. Fuchs K D 2009 Hot-work tool steels with improved properties for die casting applications *6th International tooling conference* pp 183.
2. Kulka M 2019 Trends in thermochemical techniques of boriding. In Current Trends in Boriding. Engineering Materials *Springer: Cham, Switzerland* 17-98.
3. Sizov I G, Mishigdorzhyn U L and Maharov D M 2012 A Study of thermocycling boroaluminizing of carbon steels *Met. Sci. Heat Treat* **53** 592–597
4. Smirnyagina N N, Semenov A P, Sizov I G, Korobkov N V and Tselovalnikov B I 2000 Electron beam modification and boronation of iron-carbon alloys *Physics and chemistry of materials treatment* **3** 45-49
5. Smirnyagina N N, Sizov I G, Semenov A P and Vandanov A G 2001 Thermodynamic analysis of the synthesis of vanadium borides on the surface of carbon steels in vacuum *Physics and chemistry of materials treatment* **2** 63-67
6. Sizov I G, Smirnyagina N N and Semenov A P 2001 The structure and properties of boride layers obtained as a result of electron-beam chemical-thermal treatment *Metal Science and Heat Treatment* **11** 45-46
7. Mishigdorzhyn U and Sizov I 2018 The influence of boroaluminizing temperature on microstructure and wear resistance in low-carbon steels *Mater Perform Charact* **7** 252–265
8. Ulakhanov N S, Mishigdorzhyn U L, Greshilov A D, Tikhonov A G 2019 Technological support for the operational properties of the surface layer of die for hot bending *XII International Conference «Aviamechanical engineering and transport* (Irkutsk: publishing IRNITU) pp 211-217
9. Grigoriev Yu V, Semenov A P, Narkhinov V P, Girylov E I, Druzhinin V V, Kirillov E A and Smirnyagina N N 1992 Powerful melting technological furnace with electron beam heating *Complex use of mineral resources of Transbaikalia* 139-148
10. Predel B 2013 Fe-W (Iron-Tungsten). In Dy-Er – Fr-Mo. Landolt-Börnstein - Group IV Physical Chemistry (Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology) Madelung O Eds. *Springer: Berlin, Heidelberg, Germany* **5e** 1-4



## Зонная электронно-лучевая сварка

Павлушин Н.В.

Ostec-Group

[pavlushin.n@ostec-group.ru](mailto:pavlushin.n@ostec-group.ru)

### Введение

В докладе рассматривается идея зоной электронно-лучевой сварки, которая базируется на 2 известных фактах:

1. Влиянии пучка электронов на поверхность металла:
  - при плотностях энергии порядка  $10^3 - 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> происходит оплавление поверхности металла;
  - при плотностях энергии  $10^4 - 10^5$  Вт/см<sup>2</sup> начинает образовываться кинжальное проплавление;
  - при плотностях энергии  $10^6 - 10^8$  Вт/см<sup>2</sup>, в зависимости от толщины свариваемого стыка, образуется сплошной сварочный канал.

*Примечание: в данном докладе будет рассмотрен только первый из перечисленных случаев.*

2. Любой механический стык для электронного пучка прозрачен:
  - с одной стороны, этот факт подтверждается практическими наблюдениями: при обучающем проходе всегда виден след от луча на противоположной стороне сборки.

- с другой, подтверждается цифрами: если зазор в стыке составляет порядка 1/100 микрона, то есть  $10^{-8}$  степени метра и диаметр электрона оценивается как  $5.6 \cdot 10^{-15}$  м, то отношение между ними составляет  $10^7$  степени. Поэтому, если бы мы с вами, с типовым размером в 1 метр, хотели бы проникнуть в такой стык, то перед нами была бы дверь шириной в 10 тыс. км, через которую можно было бы пройти свободно.

Изначально задуматься над этим способом сварки заставила проблема замыкания кольцевых швов, при котором образуется большое количество дефектов. В предлагаемом способе сварка производится очень узким сходящимся ленточным пучком. Плотность энергии этого пучка изменяется вдоль его оси и достигает значений порядка  $10^3 - 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>, что достаточно для оплавления стенок стыка, на ограниченном участке (зона оплавления). Такой луч мы вводим в стык так, чтобы зона оплавления была за корнем стыка (стык для луча прозрачен). После этого мы приводим во вращение деталь и начинаем выводить луч из стыка. Когда зона оплавления попадает в зону стыка, то происходит оплавление его стенок с последующим смыканием расплавленного металла капиллярными силами. Таким образом, по мере выхода луча из стыка, происходит сварка по спирали Архимеда. При этом нет четкого начала и

конца сварного шва, что полностью исключает брак в точке замыкания кольцевых швов, поскольку этой точки физически нет.

Рассмотрим более подробно преимущества такого способа сварки в сравнении с традиционным процессом. К положительным эффектам относятся:

- Уменьшение количества корневых дефектов, потому что плотность энергии луча, начиная от края зоны оплавления, увеличивается и, как следствие, оплавление стенок стыка и смыкание расплавленного металла происходит в направлении от корня шва в глубь стыка.

- Уменьшение количества пор в сварном шве, поскольку отсутствует сварной канал, который периодически смыкается с образованием пор.

- Уменьшение энергозатрат в шов теоретически на 3 порядка, но на практике ожидается уменьшение как минимум на порядок. Поэтому усадочные эффекты и вероятность образования микротрещин при быстром остывании перегретого металла также сильно снижаются.

- Снижение вероятности образования подрезов, так как при таком низком энергозатратии отсутствует циркуляция расплавленного металла вдоль оси пучка.

- Минимальное загрязнение вакуумной камеры, поскольку расплавленный металл при таком способе сварки не перегревается, поэтому отсутствует интенсивное образование его паров.

К отрицательным эффектам можно отнести:

- требование к точному позиционированию луча в стыке свариваемых деталей;

- высокие требования к форме пучка;

- точное определение положения кроссовера пучка в стыке в данный момент времени.

На рисунке 1 представлена схема зонной ЭЛС за два оборота свариваемого узла.

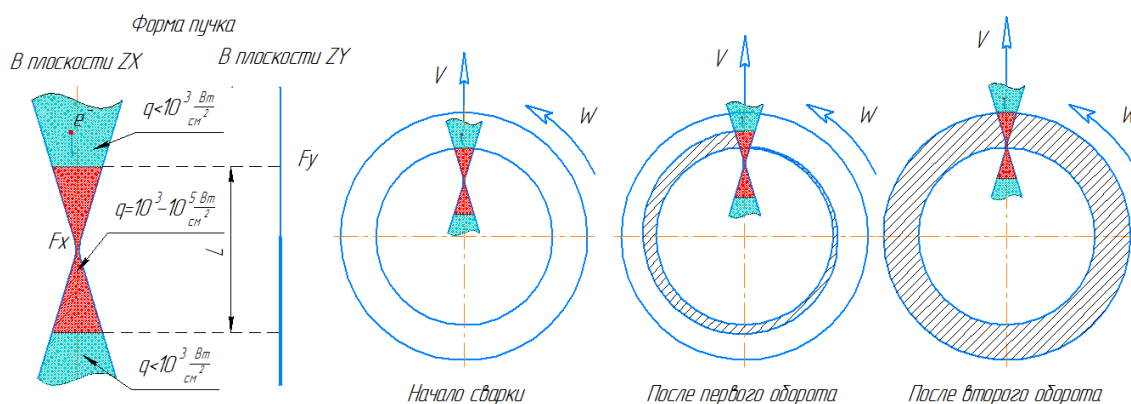


Рисунок 1

В связи с вышеизложенным возникла необходимость в разработке принципиально новых систем, являющихся предметом настоящего доклада:

- манипуляторов ЭЛП и сборки свариваемых деталей (ССД), позволяющих вводить пучок в стык свариваемых деталей с точностью до 0.01 мм;
- системы видео наблюдения, имеющую необходимое разрешение для управления манипуляторами в пределах заданной точности, не требующую прерывания тока сварки и позволяющую определять положение кроссовера пучка в стыке;
- ЭЛП с увеличенным ресурсом работы, при котором оптические свойства пучка не изменяются;
- безаберрационную систему фокусировки из мультипольных линз, позволяющую получить пучок необходимой формы с заданной точностью;
- методику расчета электронных пучков с учетом всех факторов, влияющих на него.

### **Манипуляторы ЭЛП и ССД**

При разработке манипулятора ЭЛП была поставлена задача достичь повторяемости прохождения ЭЛП по заданной траектории с отклонениями не более 0.01 мм.

На рис.2 представлен кадр из видео фильма работы манипулятора ЭЛП типа «механическая рука».



Рисунок 2

Манипулятор оснащен четырьмя сервоприводами, позволяющими перемещать ЭЛП по любой пространственной кривой. Пушка крепится к манипулятору с помощью юстировочного механизма и может быть

установлена для сварки вертикальным, горизонтальным или наклонным лучом. Перемещение ЭЛП вдоль сварного шва производится после обучающего прохода. В данном механизме обучающий проход производится вручную. Пушка перемещается вдоль стыка с заданным шагом. После каждого шага луч вводится в стык сварщиком. Система управления запоминает эти перемещения и интерполирует ступенчатую функцию сплайн функцией третьего порядка.

Повторяемость проходов в этом манипуляторе проверялась следующим образом:

- В лучепровод устанавливался лазер с диаметром пятна 0.8 мм.
- Перед ЭЛП натягивалась мелованная бумага длиной 2 метра в произвольном пространственном положении с нарисованной плавной кривой (толщина линии 0.5 мм).
- На пушку устанавливалась видео камера с объективом, имеющем увеличение 40 крат (на мониторе была видна текстура мелованной бумаги, широкая линия и пятно от луча лазера). Такой способ видео наблюдения позволял регистрировать несоосность пятна лазера с линией не более 0.01 мм.
- После проведения обучающего прохода система возвращала манипулятор в исходную точку и проводила ЭЛП по траектории. Было выполнено 12 проходов и отклонений в пределах 0.01 мм не зафиксировано.

На рисунке 3 представлена схема манипулятора ССД и фото низкооборотных высокомоментных серводвигателей, используемых в приводе вращения.

Подшипники и двигатель находятся в герметичном, заполненном маслом объеме, и с вакуумом не контактируют. На корпусе манипулятора имеются колеса.

Манипуляторы ЭЛП и ССД выполнены такими, что все силовые механические приводы с вакуумом не контактируют, работают в условиях атмосферы со станочной смазкой. Как следствие, ресурс их работы и промежутки времени между техническими профилактиками увеличиваются в несколько раз. Кроме этого, вся кабельная продукция, шланги охлаждения и другие инженерные коммуникации тоже с вакуумом не контактируют, поэтому газовыделения от этих механизмов практически нет. В результате, время откачки таких установок с форвакуума на высокий вакуум сокращается до нескольких минут и достигает более высоких, чем необходимо, значений. Это означает, что имеется возможность производить контролируемый напуск газа и вести сварку не только в контролируемом вакууме, но и в контролируемой атмосфере остаточных газов.



Рисунок 3

На рисунке 4 в качестве примера изображена универсальная установка электронно-лучевой сварки с применением вакуумночистых манипуляторов ЭЛП и ССД. Манипулятор пушки изображен более совершенный, позволяющий не только перемещать ее по любой пространственной траектории, но и наклонять под необходимым углом в процессе перемещения.

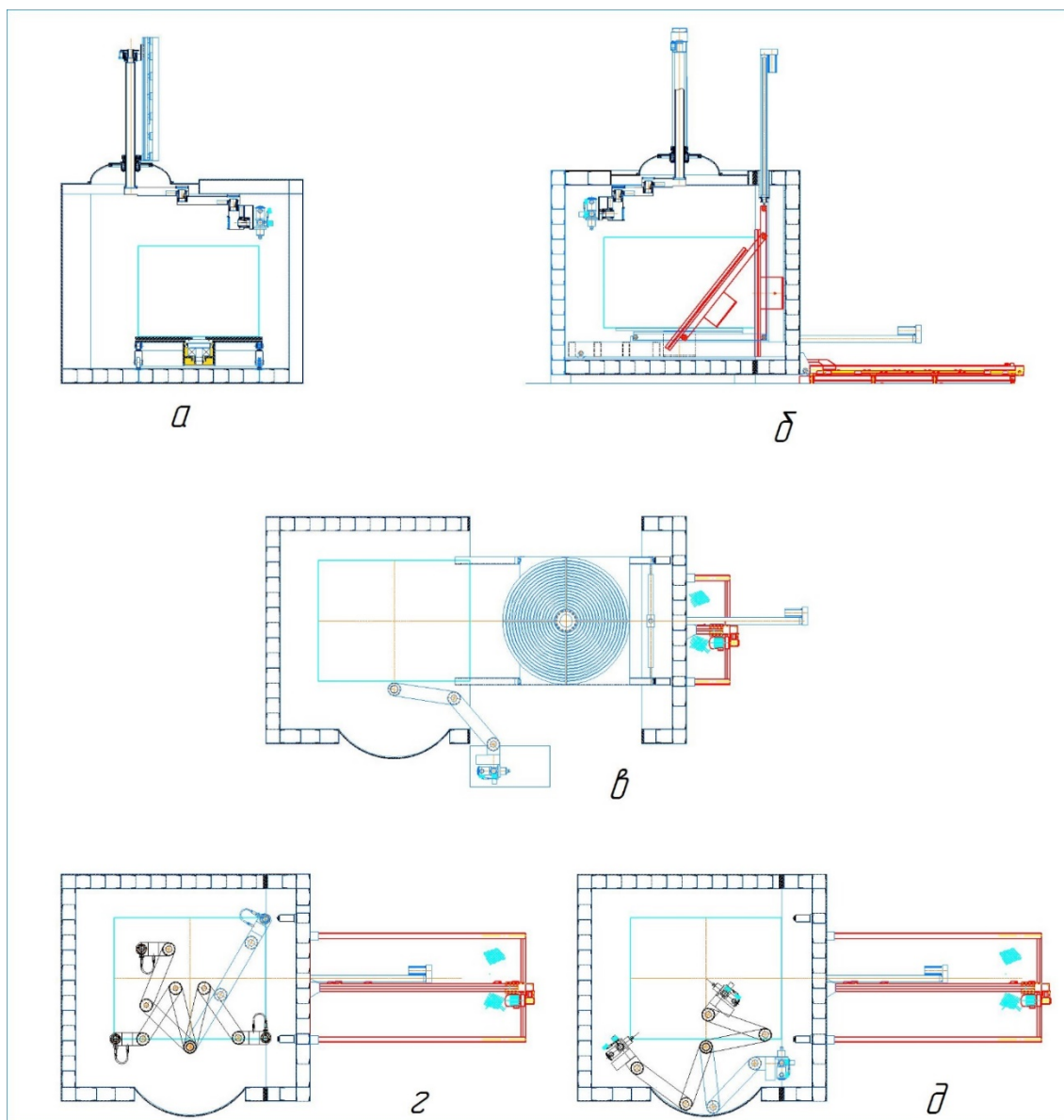


Рисунок 4

Манипулятор детали своими колесами установлен на вертикальные и горизонтальные рельсы. К осям колес закреплены модули линейного перемещения штокового типа. Такая конструкция позволяет производить сварку с вертикальным, горизонтальным и наклонным углом оси вращения детали. Рельсы и модули линейного перемещения установлены на откатной двери.

### Заключение

- Разработаны вакуумно чистые манипуляторы ЭЛП и ССД с большим ресурсом работы, позволяющие вводить электронный луч в стык свариваемых деталей с точностью не менее 0.01 мм.
- Разработаны установки электронно-лучевой сварки с применением этих манипуляторов с увеличенным коэффициентом

использования объема вакуумной камеры, позволяющие проводить процесс ЭЛС не только в контролируемом вакууме, но и в контролируемой атмосфере остаточных газов.

### **Система видеонаблюдения**

При разработке системы видеонаблюдения ставилась задача создать систему имеющую необходимое разрешение для управления манипуляторами в пределах заданной точности, не требующую прерывания тока сварки и позволяющую определять положение кроссовера пучка в стыке в процессе ЭЛС;

На рисунке 5 изображена схема видеонаблюдения. Ось видеокамеры расположена под углом «а» к оси ЭЛП и пересекает ее на расстоянии «Н0» от пушки. Если расстояние от ЭЛП до стыка равно «Н0», то пятно от луча находится в центре изображения. Если оно больше или меньше этого расстояния, то пятно от луча смещается вправо или влево от нулевой точки на величину «b», которая через постоянный коэффициент определяет смещение «х» относительно «Н0». Это позволило вывести на экран монитора ось, отградуированную на расстояние от ЭЛП до стыка. Такой способ видео наблюдения (в отличие от наблюдения по лучу) позволяет контролировать положение кроссовера луча в стыке свариваемых деталей.

При проведении обучающего прохода манипулятора ЭЛП который рассматривался в предыдущем разделе контролировалось не только прохождение луча по пространственной кривой, но и расстояние от ЭЛП до нее.

Ниже приведены отдельные кадры из фильма наблюдения за ЭЛС:

- На первом кадре обучающий проход.
- На втором – процесс сварки.
- На третьем – момент замыкания кольцевого шва.
- На четвертом – косметический проход.
- На пятом – зафиксирован выплеск из сварочной ванны. Это место было переварено без развакумирования и последующий рентген-контроль брака не обнаружил.
- На шестом кадре (от второй видеокамеры, с помощью которой велась параллельная съемка процесса сварки с обратной стороны сварного шва) видно просыпание и формирование обратного валика сварного шва.

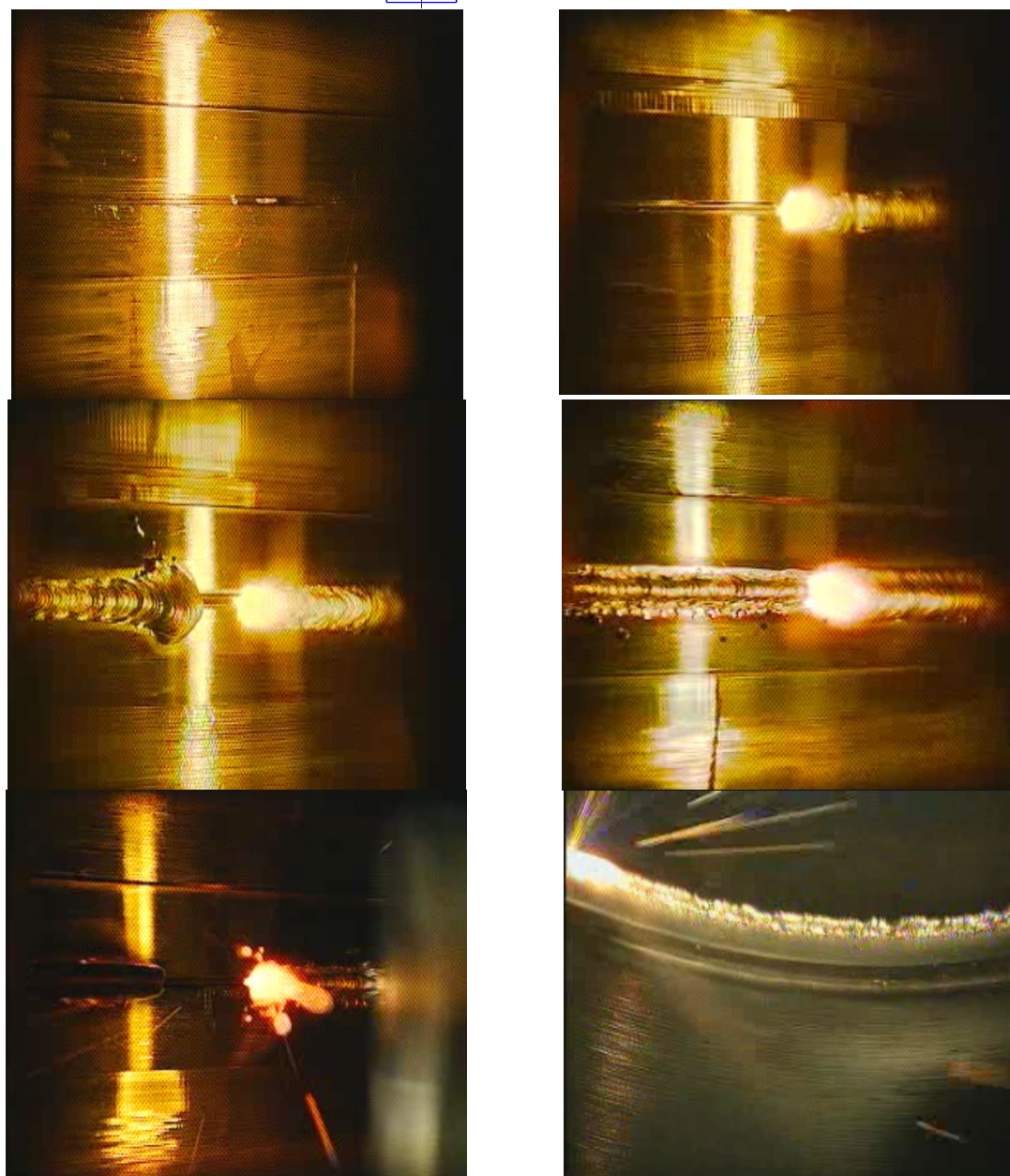
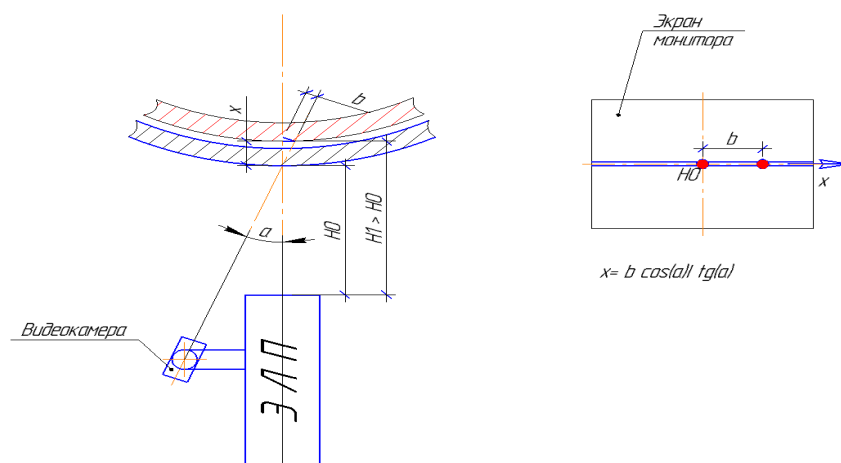


Рисунок 5



### **Заключение.**

Разработана система видео наблюдения, позволяющая вводить электронный луч в стык свариваемых деталей с точностью не менее 0.01 мм без прерывания тока сварки и определять положение кроссовера пучка в стыке непосредственно в процессе ЭЛС.

### **Электронно-лучевая пушка (ЭЛП)**

При разработке данной ЭЛП преследовалась цель создания пушки с большим ресурсом работы при котором оптические свойства его электронного пучка остаются неизменными.

Предлагаемая пушка (рис. 6) реализована по триодной схеме с косвенным нагревом катода. Ресурс работы таких ЭЛП определяется ресурсом работы катода и подогревателя.

Основной причиной выхода со строя этих элементов является их распыление обратными высоко энергетическими ионами из пучковой плазмы, прошедшими через область ускоряющего напряжения. В предлагаемой ЭЛП катод выполнен массивным. В центре активной эмиссионной поверхности катода есть отверстие, куда фокусируются обратные ионы. Попадая туда, они распыляют его дно и не оказывают никакого влияния на активную поверхность. При этом центральное отверстие в катоде является ионной ловушкой, поэтому ресурс работы катода определяется только испарением активной поверхности. Поскольку катод массивный, то испаряется она долго, а значит, ресурс работы катода значительно увеличивается.

Нагрев катода осуществляется не бомбардировкой ионами, а лучистым нагревом от спирали. Она выполнена из проволоки диаметром в несколько миллиметров и находится под малым потенциалом. Вокруг спирали расположена многослойная тепловая экранно-вакуумная защита, которая надежно защищает спираль от бомбардировки ускоренными ионами. Что касается ионов, образующихся вокруг спирали, то потенциала спирали не хватает для их ускорения до энергии достаточной для распыления материала спирали. Поэтому остается единственный механизм износа спирали – это испарение ее материала. Но поскольку спираль выполнена из проволоки большого диаметра, то и время ее испарения так же велико.

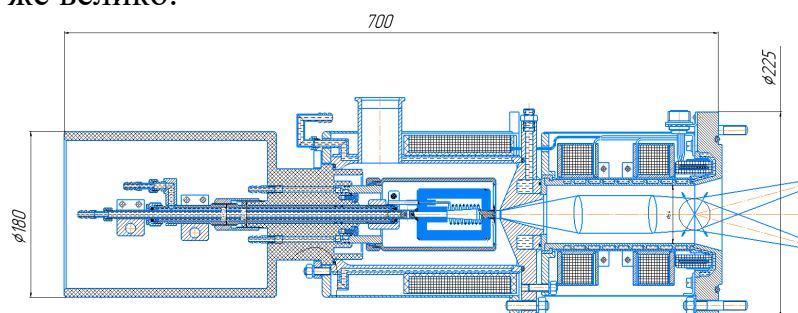


Рисунок 6

В результате ресурс работы такой пушки, в зависимости от тока, составляет 500-10000 часов. Оптические свойства луча в процессе работы не изменяются.

### Система фокусировки электронного пучка

При разработке системы фокусировки электронного пучка преследовалась цель создания узкого ленточного сходящегося пучка с высокой точностью.

Для правильного выбора типа электромагнитных линз при формировании прецизионного ленточного сходящегося пучка рассмотрим влияние aberrаций на его геометрию. После прохождения анодного участка пучок имеет исходный эмиттанс. Согласно теореме Лиувилля при прохождении пучка через магнитные линзы фазовый объем пучка, а, следовательно, и его эмиттанс не изменяются.

На рис.7а изображено изменение фазового портрета пучка при прохождении пучка через безабберационную линейную оптику (когда фокусирующая сила линз возрастает линейно с радиусом). При этом фазовый портрет не искривляется, фокус пучка совпадает с кроссовером и имеет минимально возможный диаметр, зависящий от исходного эмиттанса и угла сходимости пучка.

На рисунке 7б изображено изменение фазового портрета при прохождении пучком абберационной нелинейной оптики (когда фокусирующая сила линз возрастает нелинейно с радиусом). Эмиттанс пучка (площадь эллипса) не изменяется, но фазовый портрет (ось эллипса) искривляется. В результате aberrаций фокусирующей системы фокус пучка и его кроссовер уже не совпадают и их диаметр гораздо больше. Поэтому создать прецизионный пучок с помощью нелинейной оптики невозможно.

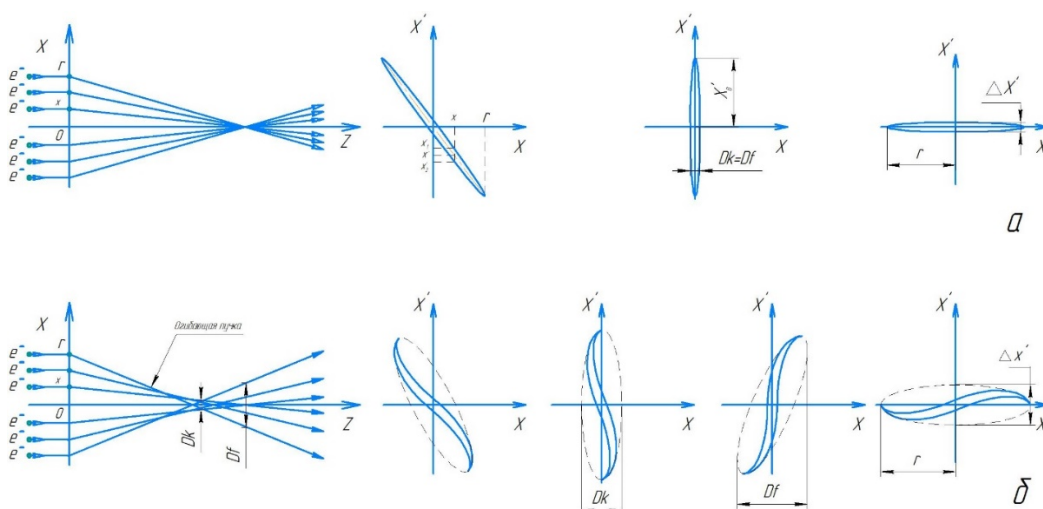


Рисунок 7

В электронно-лучевых технологиях традиционно применяются аксиально симметричные магнитные линзы возрастание фокусирующей силы, которых может считаться линейной только в узкой параксиальной области. Поэтому создать ленточный пучок шириной в 20 мм с их помощью невозможно.

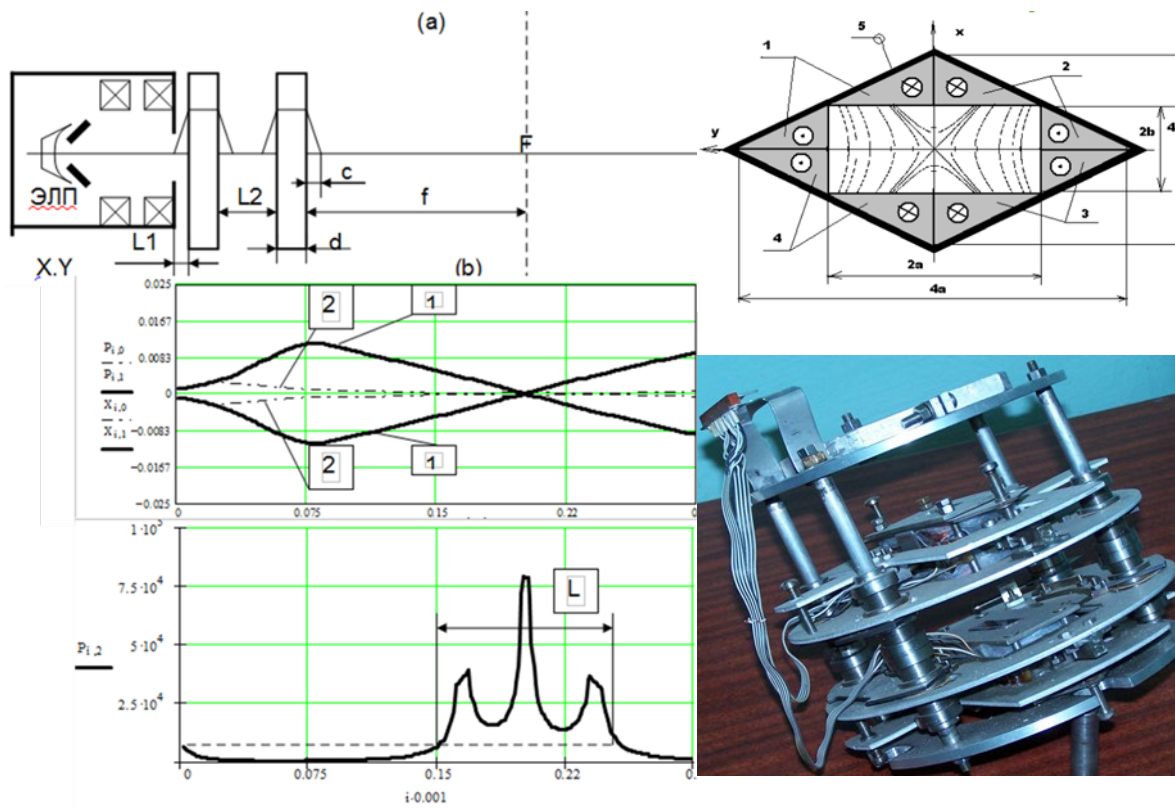


Рисунок 8

Для создания пучка необходимой формы использовался дуплет из неявнополусных квадрупольных линз с прямоугольной апертурой. На рисунке 8а схематично показан дуплет таких линз, установленных на традиционной ЭЛП и сечение квадрупольной линзы. Силовые линии магнитного поля линзы перпендикулярны оси пучка и имеют форму гипербол. Величина магнитного поля, а, следовательно, и фокусирующая сила возрастает с радиусом линейно (с постоянным градиентом). В одной плоскости происходит фокусировка, а в другой дефокусировка пучка. При этом матрица преобразований в фокусирующей плоскости состоит из тригонометрических, а в дефокусирующей плоскости из гиперболических функций.

На рисунке 8б изображены траектории краевых электронов пучка в плоскости  $YOZ$  (1) и  $XOZ$  (2). Первая линза в плоскости  $YOZ$  (1) дефокусирует, а в плоскости  $XOZ$  (2) фокусирует пучок. Вторая линза, наоборот, в плоскости  $YOZ$  (1) фокусирует, а в плоскости  $XOZ$  (2) дефокусирует пучок. В результате мы получаем кроссоверы пучка в обеих

плоскостях, расположенных близко относительно друг друга. Ниже приводится график изменения плотности энергии вдоль оси пучка. Первый всплеск плотности энергии вызван прохождением пучка через кроссовер в плоскости XOZ (2), второй - через кроссовер в плоскости YOZ (1), третий - через повторный кроссовер в плоскости XOZ (2), вызванный вторым кроссовером. На снимке дуплет из оговоренных выше линз.

Выводы. Эмиттанс традиционной ЭЛП оказался очень большим, что не позволило создать прецизионный пучок. Кроме этого оптические параметры пучка этой пушки быстро изменялись и требовалась постоянная подстройка фокусирующей системы. Поэтому было принято решение приступить к разработке ЭЛП, описанной в предыдущем разделе.

### **Методика расчета пучков**

При разработке системы фокусировки и управления прецизионным пучком возникла проблема их расчета с учетом всех факторов, влияющих на него. Поэтому потребовалось разработать такую методику.

В расчетах пучок имеет форму эллипса в поперечном сечении и плотность тока в нем подчиняется нормальному закону, рисунок 9. На рисунке изображены так же графики изменения величин собственных электростатических и магнитных полей пучка.

При расчете траекторий краевых электронов (огибающей пучка) учитывались следующие факторы:

- релятивистский эффект;
- влияние собственных магнитных и электростатических полей;
- потери тока пучка за счет рассеяние электронов на атомах остаточных газов;
- влияние заряда пучковой плазмы.

На рисунке 10 приведены расчетные формулы и графики распределения плотности электронов пучка с эллиптически поперечным сечением, а также ионов пучковой плазмы. Из графиков видно, что существуют размеры пучка, при которых плотности ионов и электронов практически сравниваются, при этом их электростатические поля взаимно уничтожаются и не оказывают влияния на траекторию электронов пучка (средний график). При больших размерах плотность ионов превышает плотность электронов и их суммарное поле фокусирует пучок (график слева). При меньших размерах уже плотность электронов превышает плотность ионов, а суммарное поле дефокусирует пучок. Этот факт обуславливает следующие явления при транспортировке пучков:

- поперечные размеры пучка колеблются относительно неких нейтральных значений;
- при малых углах сходимости электроны в точке кроссовера не пересекают ось пучка, а зеркально отражаются от нее.

Разработана методика расчетов краевых траекторий (огibaющей) электронных пучков с учетом **всех** факторов, влияющих на них (нее).

В качестве последующего шага требуется перейти от расчета огibaющей пучка к расчету преобразования фазовых портретов.

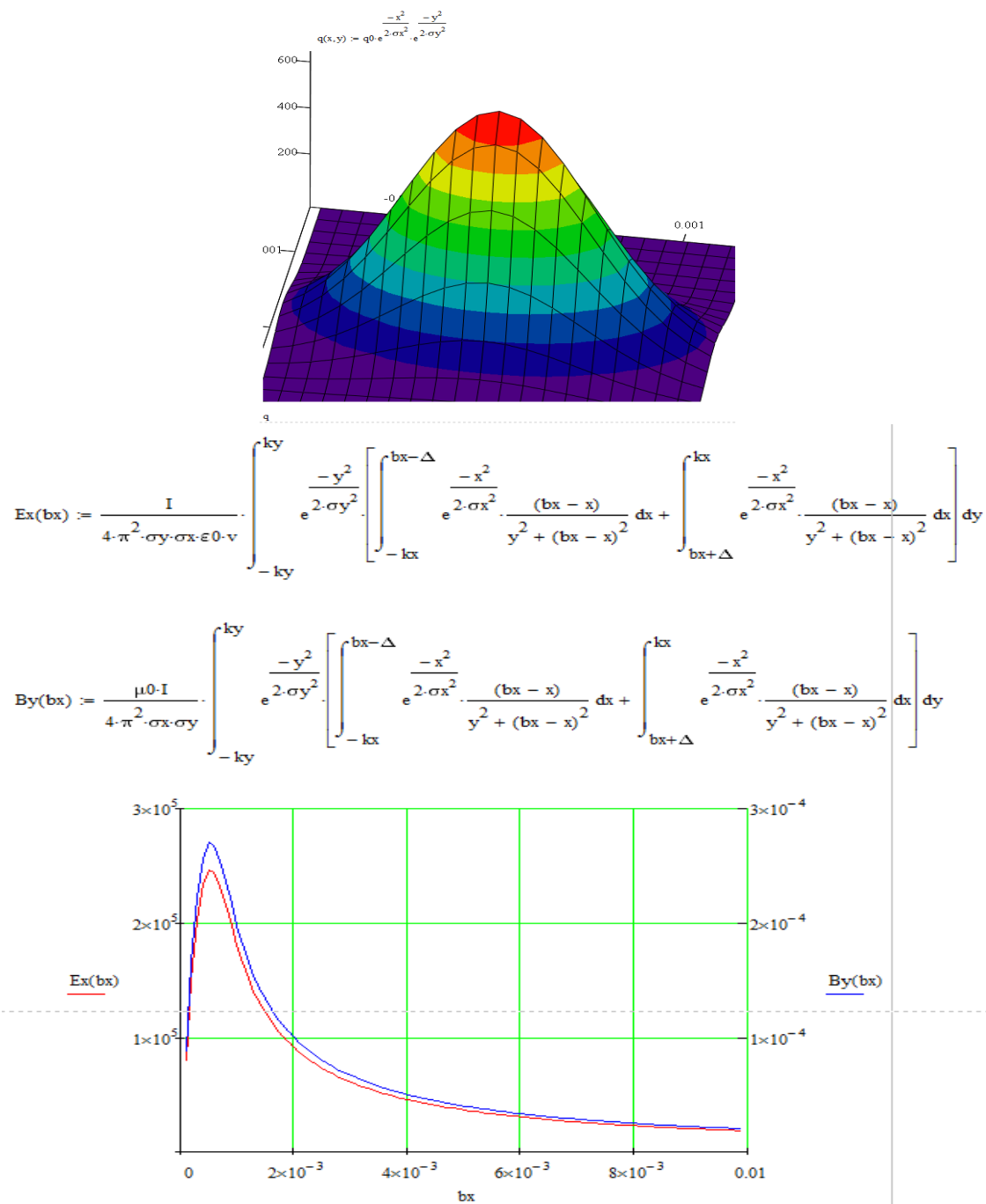


Рисунок 9

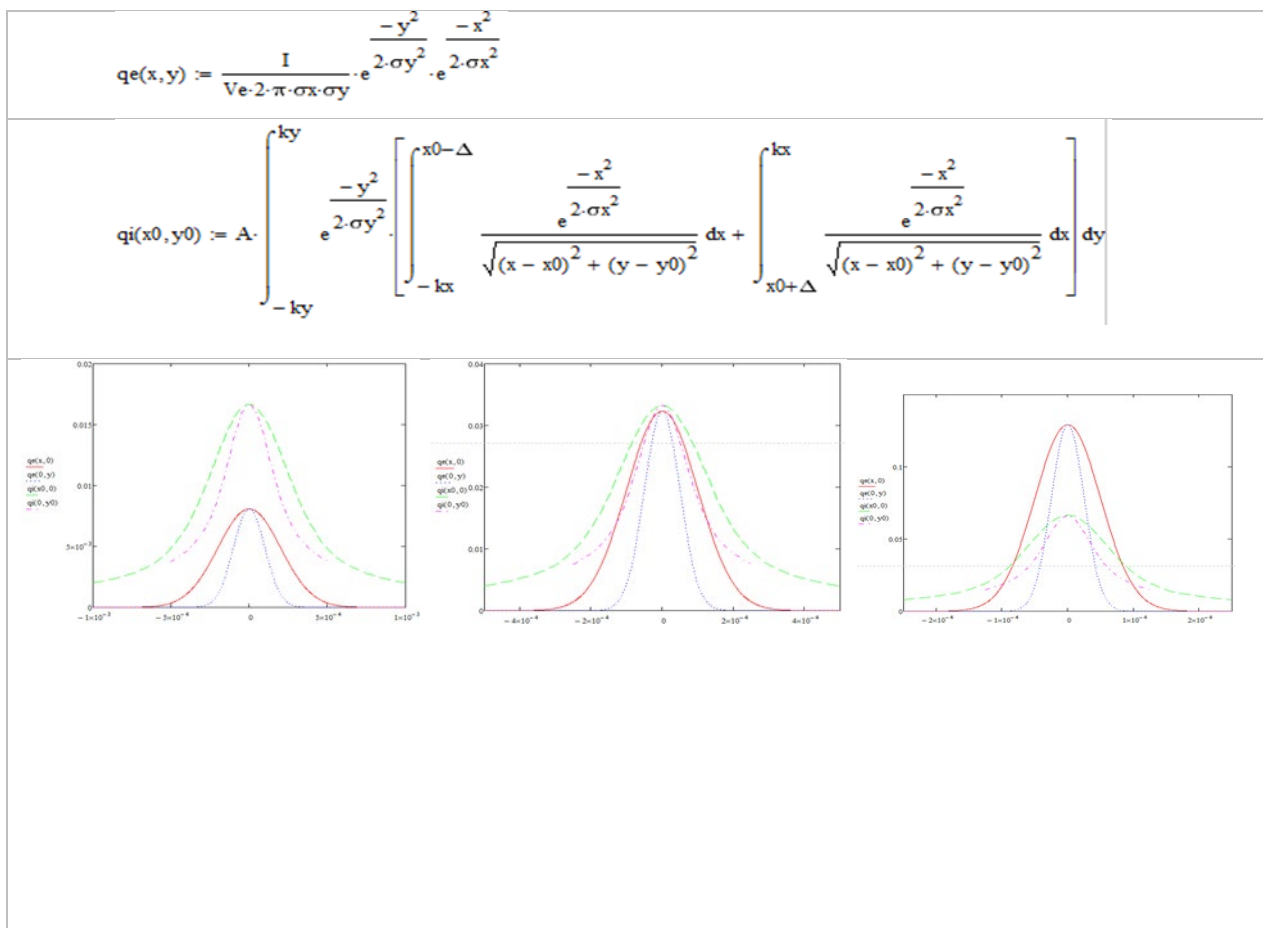


Рисунок 10

### Общее заключение

#### *Изложен новый способ ЭЛС, позволяющий:*

- - Исключить дефекты в точке замыкания кольцевых швов.
- - Уменьшить количество корневых дефектов.
- - Уменьшить количество пор в сварном шве
- - Уменьшить энергозатраты в шов теоретически на 3

порядка, но на практике ожидается уменьшение как минимум на порядок. Поэтому усадочные эффекты и вероятность образования микротрещин при быстром остывании перегретого металла также сильно снижаются.

- - Снизить вероятность образования подрезов.
- - Минимизировать загрязнение вакуумной камеры.

#### *Манипуляторы ЭЛП и ССД, а так же установки ЭЛС с их применением*

- Разработаны вакуумно чистые манипуляторы ЭЛП и ССД с большим ресурсом работы, позволяющие вводить электронный луч в стык свариваемых деталей с точностью не менее 0.01 мм.
- Разработаны установки электронно-лучевой сварки с применением этих манипуляторов с увеличенным коэффициентом

использования объема вакуумной камеры, позволяющие проводить процесс ЭЛС не только в контролируемом вакууме, но и в контролируемой атмосфере остаточных газов.

***Система видео наблюдения за процессом ЭЛС***

Разработана система видео наблюдения, позволяющая вводить электронный луч в стык свариваемых деталей с точностью не менее 0.01 мм без прерывания тока сварки и определять положение кроссовера пучка в стыке непосредственно в процессе ЭЛС.

***ЭЛП***

Ресурс работы разработанной пушки, в зависимости от тока, составляет 500-10000 часов. Оптические свойства луча в процессе работы не изменяются.

***Система фокусировки электронного пучка***

Разработана безабрационная система фокусировки на базе квадрупольных линз

***Методика расчета пучков электронов***

Разработана методика расчетов краевых траекторий (огибающей) электронных пучков с учетом всех факторов, влияющих на них (нее).

УДК 669-1; 621.791.92

## Восстановление торца пера компрессорной лопатки методом лазерной порошковой наплавки

Иванов А.М.<sup>1</sup> Старков Д. А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Начальник бюро отдела разработки перспективных технологий ремонта АО «ОДК-Авиадвигатель»;

<sup>2</sup> Инженер отдела разработки перспективных технологий ремонта АО «ОДК-Авиадвигатель».

[starkov-da@avid.ru](mailto:starkov-da@avid.ru)

**Ключевые слова:** лазерная порошковая наплавка, ремонт, лопатка, компрессор высокого давления.

### Введение

На сегодняшний день существуют проблема износа торца пера рабочих лопаток в процессе эксплуатации компрессора высокого давления (КВД) газотурбинных установок. Износ приводит к нарушению расчетной формы проточной части компрессора, что сопровождается падением его КПД, увеличением удельного расхода топлива и температуры газа перед турбиной [1]. Основным методом ремонта используемый для восстановления длины пера рабочих лопаток – холодное вальцевание. Данный метод имеет ряд особенностей, таких как невозможность достигнуть сохранения усталостных характеристик лопатки, ограниченное количество проходов торца пера лопаток через валки. После второго вальцевания отремонтировать лопатки данным методом не представляется возможным в связи с критичным утончением пера.

Разработана технология ремонта после второй вальцовки торца лопатки – методом лазерной порошковой наплавки (LMD). Использование метода LMD обусловлено локальностью воздействия, что приводит к снижению короблений деталей и уменьшению зоны термического влияния [2].

### Методика проведения исследований

Восстановительный ремонт образцов имитаторов компрессорных лопаток (лопатки) производился на обрабатывающем центре TruLaser Cell 7020 фирмы TRUMPF (Германия). Наплавка торца пера лопаток из материала марки ЭИ787-ВД производилась присадочным порошком ЭП648-ВИ. Перед проведением наплавки присадочный порошок просушивался на печи в атмосфере воздуха при температуре 180...200 °С в течение 2 часов. Лазерная наплавка LMD проводилась в среде аргона



(ГОСТ 10157-79). Подача порошка проводилась в среде гелия (ТУ 51-940-80). Схематичное изображение процесса наплавки изображено на рисунке 1.

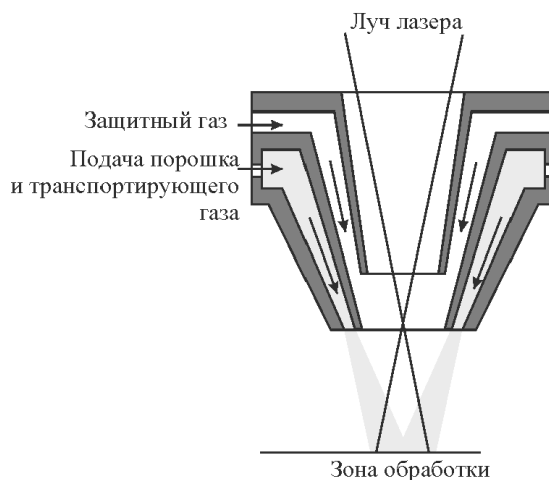


Рисунок 1 – Процесс лазерной порошковой наплавки

После наплавки производились металлографические исследования шлифов на оптическом микроскопе Observer D1m фирмы Carl Zeiss (Германия) в продольных и поперечных сечениях. Измерения пористости производились с помощью программы ThixometPro. Перед усталостными испытаниями лопатки механически обработаны. Согласно действующим техническим документами предприятия лопатки признаны годными после прохождения специальных видов контроля: ЛЮМ1-ОВ и рентгенография. Усталостные испытания лопаток выполнены на воздушно-пульсирующем стенде ВПС-35 при колебаниях с симметричным циклом напряжений. База испытаний  $20 \times 10^6$  циклов.

### Результаты исследования и их обсуждение

Снимки в продольном и поперечном сечениях (рисунок 2) полученные на оптическом микроскопе показывают однородность наплавленной структуры, отсутствие трещин и несплавлений. Объемная доля пор в материале наплавки составила 0,9% с максимальными размерами пор 60 мкм.



Поперечное сечение



Продольное сечение

Рисунок 2 – Снимки микрошлифа наплавленных слоев  
 Результаты усталостных испытаний приведены в таблице 1.

Таблица 1

Результаты испытаний

Номер, п/п	Напряжение, кгс/мм <sup>2</sup>	Число наработанных циклов x 10 <sup>6</sup>	Частота, Гц	Примечание
1	44	7,6	13550	Разрушилась
2	44	3,3	13580	Разрушилась
3	44	1,3	13650	Разрушилась
4	42	20,00	13500	
5	42	15,6	13680	Разрушилась
6	42	5,7	13710	Разрушилась
7	42	3,5	13585	Разрушилась
8	40	20,00	13510	
9	40	20,00	13665	
10	40	20,00	13440	
11	40	16,3	13620	Разрушилась
12	40	11,2	13545	Разрушилась
13	40	8,2	13210	Разрушилась
14	38	20,00	13580	
15	38	20,00	13670	
16	38	20,00	13630	
17	38	20,00	13660	
18	38	20,00	13600	
19	38	20,00	13555	(а)

Рабочие лопатки, отремонтированные методом лазерной порошковой наплавки, имеют предел выносливости по высокочастотной форме колебаний:  $\sigma_{-1} = 38$  кгс/мм<sup>2</sup>, что соответствует пределу выносливости вновь изготовленной лопатки.

**Заключение**

Исследованы образцы имитаторы компрессорных лопаток, отремонтированные методом лазерной порошковой наплавки присадочным порошком ЭП648-ВИ. Металлографические исследования показали отсутствие трещин и несплавлений в наплавленных слоях. Усталостные испытания выявили предел выносливости  $\sigma_{-1} = 38$  кгс/мм<sup>2</sup>.

Рассмотрен восстановительный ремонт торца пера рабочих лопаток КВД методом лазерной порошковой наплавке на обрабатывающем центре TruLaser Cell 7020 присадочным порошком ЭП648-ВИ. Произведены металлографические исследования лопаток после наплавки, результаты показали отсутствие трещин и несплавлений в наплавленных слоях. Произведены усталостные испытания восстановленных лопаток, показавшие предел прочности  $\sigma_{-1} = 38$  кгс/мм<sup>2</sup>.

## **Литература**

1. *Чичков, Б.А.* Рабочие лопатки авиационных ГТД. Часть 1. Эксплуатационная повреждаемость рабочих лопаток: учебное пособие / Б.А. Чичков. - М.: МГТУ ГА, 2000. – 74 с.
2. *Ермолаев А.С.* Лазерные технологии и процессы при изготовлении и ремонте деталей газотурбинного двигателя / А.С. Ермолаев, А.М. Иванов, С.А. Василенко // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. – 2013. - № 35. – С. 49 –63.

## Электронно-лучевая сварка технического титана и никеля

Е.В. Терентьев<sup>1</sup>, А.П. Слива<sup>1</sup>, А.Л. Гончаров<sup>1</sup>, А.Ю. Марченков<sup>1</sup>,  
А.В. Гуденко<sup>1</sup>, И.Е. Жмурко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», Москва, 111250, Россия

[egor.terentyev@mail.ru](mailto:egor.terentyev@mail.ru)

**Аннотация.** В работе представлены результаты исследования влияния параметров режимов сварки – мощность пучка, величина смещения, скорость сварки, частота развертки – на формирование сварных соединений технического титана ВТ1-0 и никеля НП2. Показано, что структура металла шва определяется степенью проплавления каждого материала. Описаны особенности формирования швов, вызванные различием физических свойств свариваемых материалов. Установлены области режимов сварки, при которых возможно качественное формирование швов. Приведены результаты металлографических исследований, установлена связь микроструктуры с механическими свойствами сварных соединений. Максимальное временное сопротивление сварного соединения достигло 384 МПа, что составляет 95% от временного сопротивления технического титана ВТ1-0. Механические испытания и последующие металлографические исследования в местах разрушения позволили установить причины низкой прочности большинства сварных соединений.

**Ключевые слова:** разнородные соединения, электронно-лучевая сварка, титан, никель, никелид титана, микроструктура, интерметаллиды, хрупкие прослойки, механические свойства.

### Введение

Использование комбинированных конструкций из титановых и никелевых сплавов позволяет оптимальным образом сочетать в себе высокие прочностные свойства и низкий удельный вес титановых сплавов и жаропрочность никелевых сплавов. Создание узлов современных энергетических установок, в частности, роторных конструкций авиационных двигателей, парогенераторов и теплообменников ядерных энергетических установок, требует получения надежного соединения титановых сплавов с жаропрочными никелевыми сплавами с заданным уровнем прочности и ресурсом. При этом исключение крепежных элементов позволит не только снизить вес и размер ответственных изделий, но и осуществить принципиально новые конструктивные решения, снизить момент инерции, что особенно актуально при изготовлении роторных конструкций. Основной проблемой в получении неразъемных соединений указанных материалов является образование хрупких интерметаллидов в зоне сплавления в процессе сварки и эксплуатации. Наибольшее распространение при соединении титановых сплавов с никелевыми сплавами получили диффузионная сварка [1-4] и сварка взрывом [5-8], поскольку позволяют минимизировать ширину

интерметаллидной прослойки. Однако эти способы не позволяют получать сварные соединения со сложной геометрией стыка, что существенно ограничивает область ее применения. Стоит отметить, что на равновесной диаграмме состояния Ti-Ni (рис. 1) помимо хрупких интерметаллидов  $Ti_2Ni$  и  $TiNi_3$ , образуется пластичный интерметаллид  $TiNi$  – никелид титана, обладающий к тому же высокой прочностью.

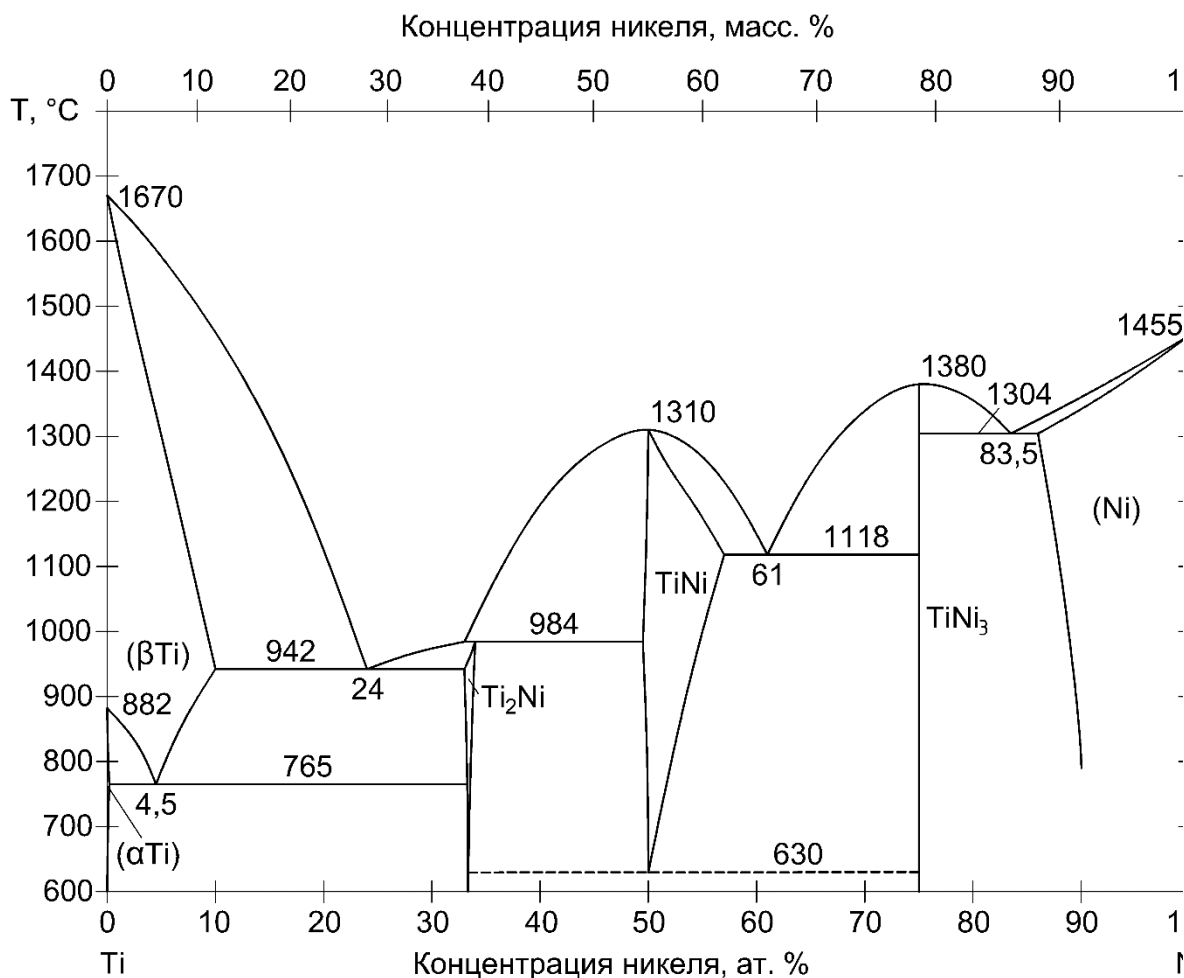


Рисунок 1 – Диаграмма состояния Ti-Ni

Если обеспечить формирование шва на основе интерметаллида  $TiNi$  и минимизировать ширину хрупких интерметаллидных прослоек из  $Ti_2Ni$  и  $TiNi_3$ , возможно получение неразъемных соединений титановых и никелевых сплавов в жидкой фазе, что подтверждается работами [9-16]. Однако, в этих работах практически нет сведений о прочности сварных соединений никелевых и титановых сплавов, полученных сваркой плавлением, к тому же недостаточно внимания уделено взаимосвязи параметров режима сварки с формированием структуры шва. При сварке промышленных титановых и никелевых сплавов, легированных, как правило, не менее чем двумя элементами, в металле шва формируется многокомпонентная система, анализ которой требует трудоёмких

исследований. При этом для анализа многокомпонентной системы важно понимать закономерности формирования структуры в неравновесных условиях при сварке чистых металлов – никеля и титана.

На формирование сварных соединений, особенно разнородных, определяющее влияние оказывают параметры режимов сварки. Скорость сварки является важнейшим параметром, оказывающим влияние на скорость нагрева и охлаждения различных зон сварного соединения, ширину и форму шва, что в совокупности определяет уровень остаточных напряжений и деформаций. Кроме того, от скорости сварки зависит скорость движения жидкого металла в сварочной ванне и длительность пребывания в расплавленном состоянии, что при сварке разнородных материалов оказывает заметное влияние на химическую и структурную неоднородность сварных соединений и размеры хрупких прослоек. Применение развертки электронного пучка при электронно-лучевой сварке (ЭЛС) позволяет оказывать влияние на распределение плотности мощности в канале проплавления и влиять на скорость перемещения жидкого металла в различных участках сварочной ванны [17], что также влияет на химическую и структурную неоднородность сварного соединения. Величина смещения пучка относительно стыка при сварке разнородных материалов определяет химический состав металла шва, что во многом определяет его свойства. Поэтому для экспериментов лучше всего подходит ЭЛС, как метод, позволяющий изменять параметры режимы сварки в широком диапазоне при высокой точности позиционирования, хорошей защите сварочной ванны в вакууме и малом диаметре пятна нагрева. Таким образом, целью данной работы является установление закономерности формирования сварных соединений технически чистых титана и никеля в зависимости от параметров режимов ЭЛС и оценка механических свойств полученных сварных соединений.

### **Методика**

Сварку производили на установке с энергетическим комплексом ЭЛА-40И с ускоряющим напряжением 60 кВ, давление в вакуумной камере  $10^{-3}$  Па. Эксперименты по сварке проводили на пластинах из титана марки ВТ1-0 и никеля марки НП2 толщиной 2 мм размером 50x100 мм. При выборе режимов сварки ток пучка  $I_{п}$  и ток фокусировки  $I_{ф}$  подбирали таким образом, чтобы при минимальной мощности электронного луча получить уверенное сквозное проплавление.

Скорость сварки изменялась в широком диапазоне – от 100 до 6000 мм/мин.

Применение развертки электронного луча позволяет интенсифицировать движение жидкого металла в сварочной ванне, что должно способствовать повышению химической однородности металла шва, кроме того, применение развертки типа «пила» позволяет уменьшить

ширину шва [17], что должно привести к снижению уровня напряжений деформации в сварном соединении. В экспериментах использовали развертку типа «пила» с частотой 15...200 Гц.

Химический состав шва регулировали смещением пучка относительно стыка. Максимальная величина смещения соответствовала появлению несплавлений в корне шва.

Металлографические исследования проводили на вырезанных в поперечном направлении образцах сварных соединений. Образцы запрессовывали в термопластический фенольный компаунд, затем поверхность механически шлифовали и полировали. Травление шлифа для выявления микроструктуры выполняли в реактиве следующего состава – 5 мл  $\text{HNO}_3$ +2,5 мл  $\text{HF}$ +2,5 мл  $\text{HCl}$ +90 мл  $\text{H}_2\text{O}$ . Для выявления структуры со стороны никеля использовали реактив следующего состава – 8 г  $\text{FeCl}_3$ +25 мл  $\text{HCl}$ +100 мл  $\text{H}_2\text{O}$ . Время травления составляло 20-40 с.

Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Zeiss Observer Z1m при увеличениях до 2400х. Измерение микротвердости HV0,01 проводили методом Виккерса на твердомере Instron Tukon 2500 при выдержке под нагрузкой 10 с.

Испытания статическим растяжением согласно п. 8 ГОСТ 6996-66 проводили на образцах, вырезанных в поперечном направлении из сварных соединений в виде пластин (тип XIV по ГОСТ 6996-66), которые позволяют определить временное сопротивление наиболее слабого участка сварного соединения. Для сопоставления характеристик механических свойств сварных соединений со свойствами свариваемых материалов из никеля НП2 и титана ВТ1-0 также были вырезаны и испытаны образцы аналогичной геометрии. Испытания образцов на растяжение выполнялись на универсальной испытательной машине Instron 8801 со скоростью деформирования  $V_{\text{деф}} = 0,5$  мм/мин. Всего было испытано по 3 образца никеля марки НП2, титана марки ВТ1-0 и 84 образца сварных соединений, полученных на различных режимах.

## Результаты

Всего в ходе работы получено 51 сварное соединение, на режимах, указанных в таблице. Ввиду большого объема полученных результатов в данной работе будут приведены только характерные образцы.

Скорость сварки оказала определяющее влияние на форму и ширину шва. Сравнение поперечных шлифов сварных швов, полученных при сварке на различных скоростях без смещения, демонстрирует уменьшение ширины шва с увеличением скорости сварки (рисунок 2). На рисунке 3 показаны зависимости средней ширины шва, рассчитанной как отношение площади шва к толщине стыка, и ширины шва в вершине от скорости сварки. Все швы, указанные на рисунке 3, выполнены «в стык» без смещения. Ширина шва плавно уменьшается по мере увеличения

скорости сварки (рисунок 3). В тоже время ширина шва в центральной части зависит от скорости в гораздо меньшей степени (рисунок 2).

Уменьшение скорости сварки позволяет получить более однородную структуру по всему объему шва, кроме переходных зон (рисунок 2а), в то время как при сварке на высоких скоростях наблюдается заметная структурная неоднородность за пределами переходных зон (рисунок 2б).

Стоит отметить асимметричность сварных швов, что вполне закономерно для разнородных сварных соединений. Асимметричность проявляется в различной степени оплавления свариваемых кромок и различной конфигурации уширений швов как со стороны вершины, так и с корня. По мере увеличения скорости сварки асимметричность швов проявляется в меньшей степени (рисунок 2).

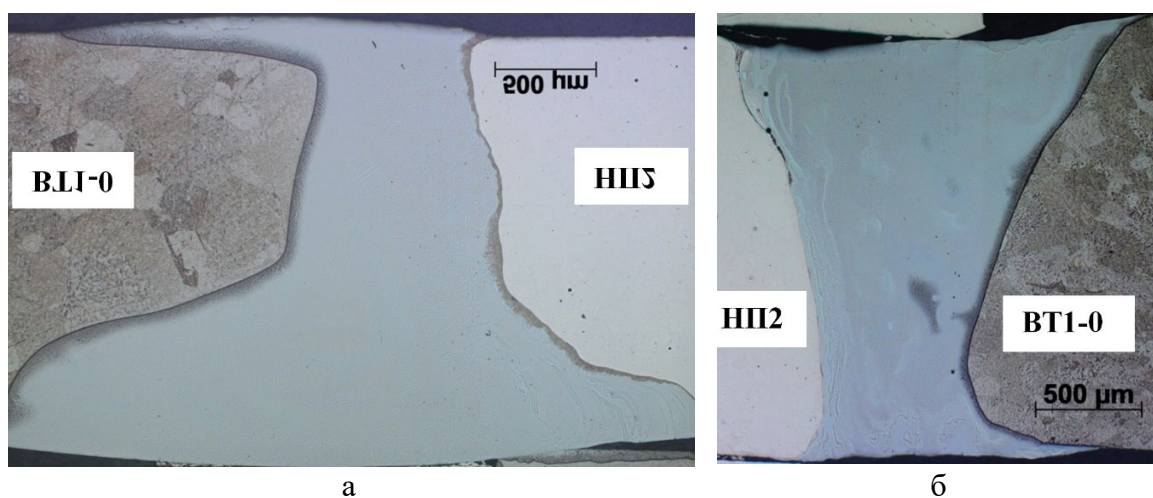


Рисунок 2 – Структура сварных соединений, полученных на скоростях 500 мм/мин (а) и 3000 мм/мин

Зависимость средней ширины шва и ширины шва в вершине от величины смещения электронного луча относительно стыка при скорости сварки 2000 мм/мин показывает, что смещение в сторону никеля ведет к увеличению ширины шва (рисунок 4). Однако эта тенденция нелинейна: при сварке без смещения наблюдается локальный максимум ширины шва. Очевидно, что величина смещения оказывает определяющее влияние на степени проплавления, которая в свою очередь определяет химический и структурный состав металла шва. На рисунке 5 показана микроструктура сварных соединений с различной величиной смещения относительно стыка. Видно, что величина смещения оказывает влияние не только на структурный состав и ширину шва, но и на форму шва. Во всех случаях уширение в вершине и в корне шва со стороны титана больше, чем со стороны никеля. Образовать сварные соединения по схеме «сварка-пайка» при смещении на никель (как менее тугоплавкого металла) не удалось из-за значительного плавления титана в области уширений (рисунок 5а), а



увеличение степени проплавления никеля приводит к появлению непровара до того, как уширение станет незначительным. В то же время, при смещении на титан можно добиться минимизации оплавления никеля и получить шов преимущественно за счет твердого раствора на основе  $\alpha$ -титана. Но для этого требуется весьма точное позиционирование электронного пучка относительно стыка, в частности, при скорости сварки 2000 мм/мин смещение на величину 0,4 мм приводит к появлению непровара в корне, а смещение на величину 0,3 мм приводит к появлению нежелательного хрупкого  $\beta$ -титана (рисунок 5в).

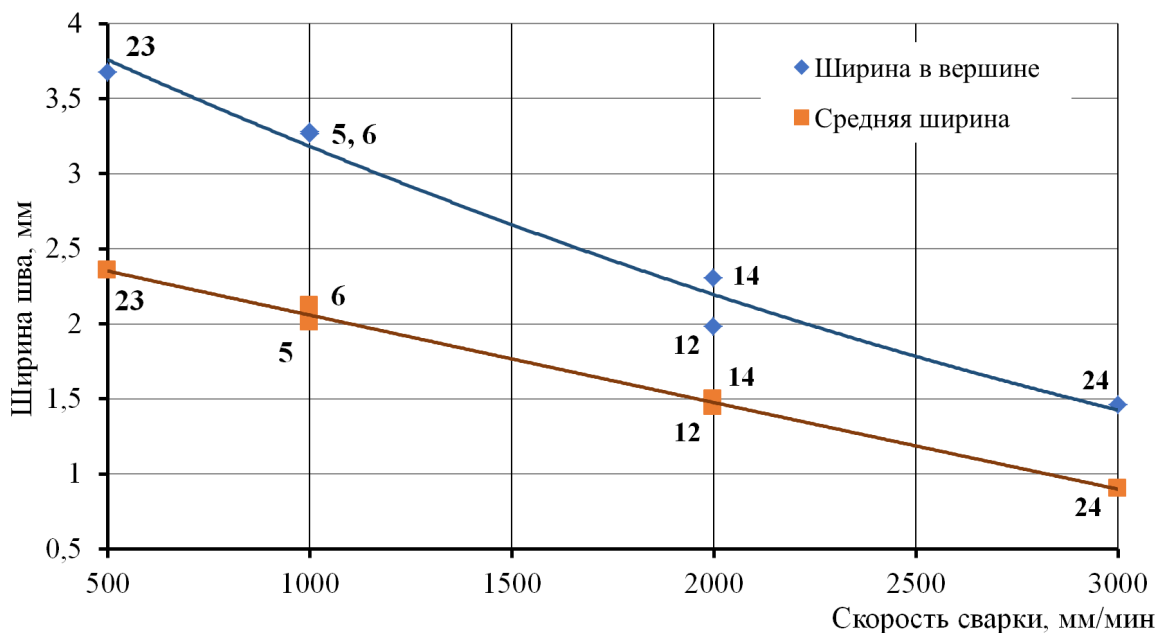


Рисунок 3 – Зависимость ширины шва от скорости сварки при ЭЛС без смещения пучка (в стык)

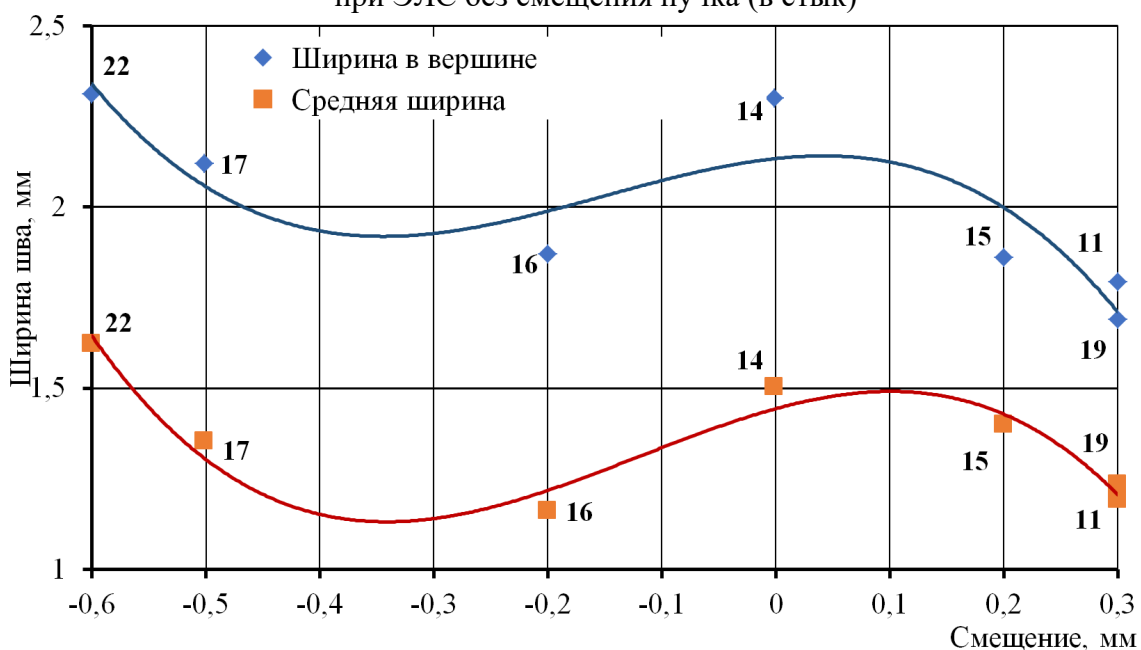


Рисунок 4 – Зависимость ширины шва от величины смещения электронного луча относительно стыка при скорости сварки 2000 мм/мин

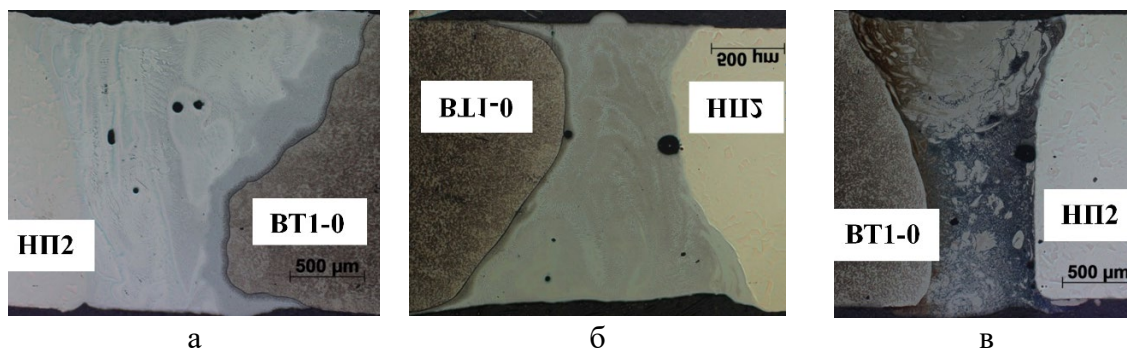


Рисунок 5 – Структура сварных соединений при смещении на 0,6 мм на никель (а), при сварке без смещения (б) и при смещении на 0,3 мм на титан (в)

Введение развертки электронного луча позволяет повысить скорость движения жидкого металла в сварочной ванне, что увеличивает интенсивность перемешивания расплава. На рисунке 6 для сравнения показана структура сварных соединений, полученных при сварке без смещения относительно стыка без применения и с применением развертки. По сравнению со швом, полученным без развертки (рисунок 6а), в структуре шва, полученного с применением развертки (рисунок 6б), области локальных химических неоднородностей распределены более равномерно по шву. В то же время нужно отметить, что применение развертки не позволило заметно изменить ширину переходных прослоек.

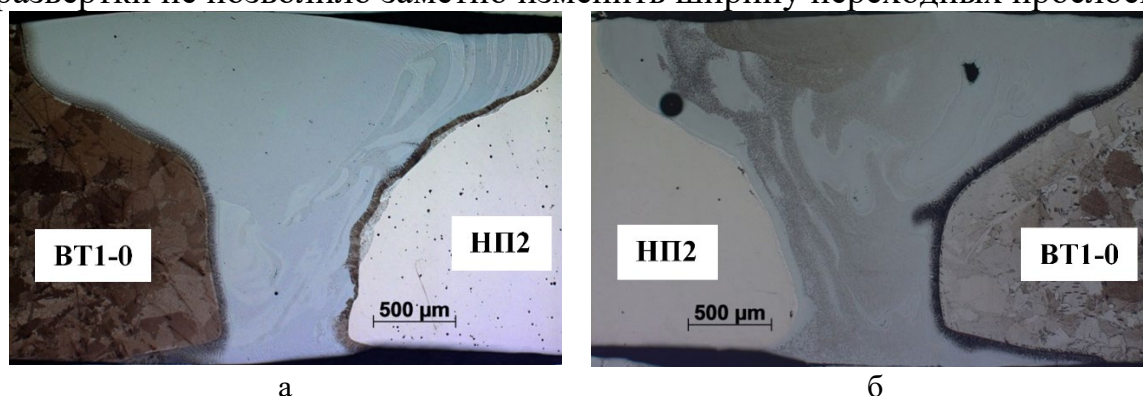


Рисунок 6 – Структура сварных соединений, полученных при скорости 1000 мм/мин, без применения развёртки (а), и с разверткой типа «пила» с частотой 100 Гц и амплитудой 1 мм (б)

Микроструктура различных зон шва в первую очередь определяется химическим составом. Очевидно, что в металле шва концентрация никеля и титана от одной линии сплавления к другой меняется от 0 до 100%, однако, за исключением переходных зон вблизи линий сплавления, структура металла шва на всех образцах сравнительно однородна, особенно на швах, полученных при низких скоростях. Идентификацию фаз и структурных составляющих при исследовании на оптическом микроскопе проводили на основе анализа диаграммы состояния Ti-Ni и общих закономерностей кристаллизации металла шва в процессе сварки. В целом, на всех образцах микроструктура металла шва при данном

химическом составе соответствовала структуре на диаграмме равновесия Ti-Ni (рисунок 1). Ввиду того, что при взаимодействии никеля и титана в равновесном состоянии могут образоваться три типа химических соединений и три различные эвтектические смеси, то локальные изменения химического состава приводят к существенным структурным изменениям, что и было обнаружено при исследованиях.

Рассмотрим микроструктуру шва, полученного при скорости сварки 1000 мм/мин без смещения относительно стыка и без развертки. На рисунке 7 показана структура шва вблизи линии сплавления с титаном, на которой отчетливо можно различить характерные структурные составляющие.

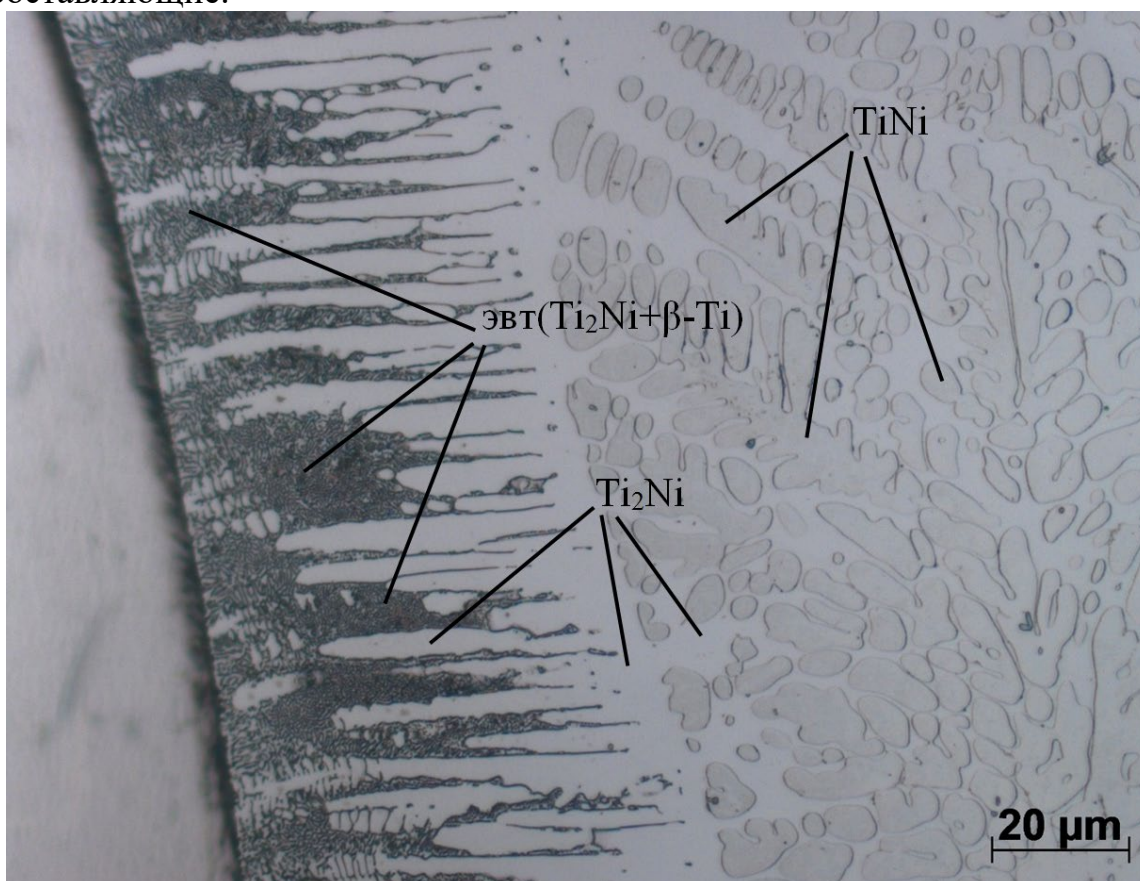


Рисунок 7 – Микроструктура вблизи линии сплавления с титаном ВТ1-0 шва, полученного при скорости сварки 1000 мм/мин без смещения относительно стыка и без развертки, 1000х.

Вдоль линии сплавления видна темная прослойка толщиной порядка 5 мкм, состоящая из закалочных структур твердых растворов на основе титана. При сварке плавлением характерен рост дендритов от оплавленных зерен основного металла, однако в данном случае на линии сплавления практически не встречаются дендриты твердого раствора на основе Ti, рост которых, по-видимому, ограничивается высоким градиентом концентрации. Вытянутые дендриты белого цвета, растущие в противоположную сторону, т.е. в сторону линии сплавления, представляют собой кристаллы интерметаллида  $Ti_2Ni$ . Жидкость в

междендритном пространстве кристаллизуется в виде эвтектической механической смеси ( $Ti_2Ni + \beta-Ti$ ). По мере удаления от шва доля эвтектики уменьшается, и на определенном расстоянии можно наблюдать прослойку, состоящую только из интерметаллида  $Ti_2Ni$ . При дальнейшем удалении от линии сплавления в структуре  $Ti_2Ni$  появляются дендриты моноконида титана  $TiNi$ . Подобная структура характерна для значительной части шва.

На рисунке 8 показана микроструктура металла шва вблизи линии сплавления с никелем. Рост дендритов твердого раствора на основе никеля также не наблюдается из-за торможения высоким градиентом концентрации. Вместо этого виден тонкий слой толщиной 1-5 мкм твердого раствора непосредственно у линии сплавления. Затем расположен слой интерметаллида  $TiNi_3$  1-15 мкм, переходящий в прослойку, состоящую из эвтектической механической смеси  $TiNi_3 + TiNi$ . По мере удаления от линии сплавления эвтектика  $TiNi_3 + TiNi$  оказывается между дендритами  $TiNi$ , растущими в сторону линии сплавления. От прослойки, состоящей из  $TiNi$ , дендриты  $TiNi$  также растут в противоположном направлении, т.е. к центру шва, между ними кристаллизуется интерметаллид  $Ti_2Ni$  по перитектической реакции, что вполне закономерно ввиду уменьшения концентрации никеля по мере удаления от линии сплавления.

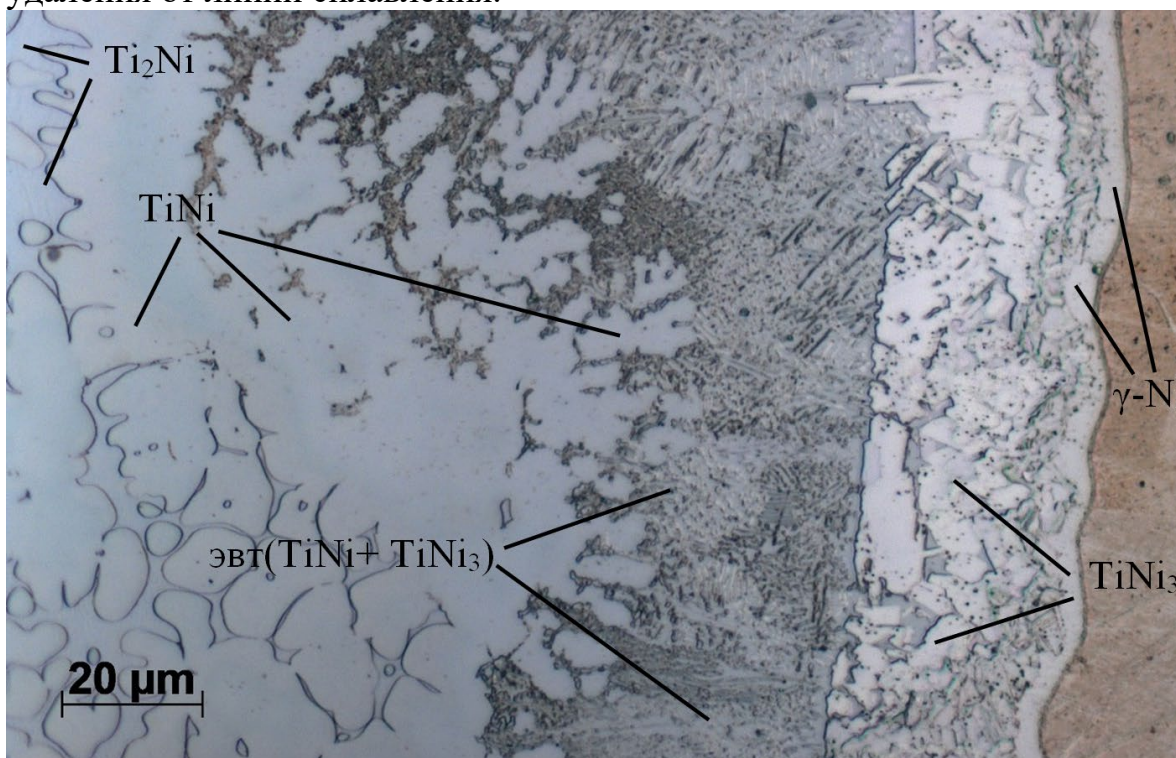


Рисунок 8 – Микроструктура вблизи линии сплавления с никелем НП2 шва, полученного при скорости сварки 1000 мм/мин без смещения относительно стыка и без развертки, 1000х

Микроструктура центральной части шва при сварке без смещения представлена преимущественно свободно растущими дендритами  $TiNi$ , окруженными интерметаллидами  $Ti_2Ni$ . В области локального повышения концентрации никеля встречаются округлые области, из которых растут дендриты  $TiNi$ , между которыми закристаллизовался интерметаллид  $Ti_2Ni$  (рисунок 9). Поскольку никелид титана при высоких температурах имеет довольно широкую область гомогенности (рисунок 1), в области повышения концентрации никеля ожидаемо образование пересыщенного твёрдого раствора. Длительное травление шва привело к появлению контраста между дендритами  $TiNi$ , имеющих разный химический состав, тем самым дифференцируя пересыщенный мооникелид титана и условно равновесный. На рисунке 9 пересыщенный никелем никелид титана обозначен как « $TiNi'$ » и выглядит более темным. В левом нижнем углу рисунка 9 дендриты пересыщенного никелида титана окружены эвтектической смесью  $TiNi-TiNi_3$ . Область гомогенности в сторону титана, согласно диаграмме равновесия  $Ti-Ni$  (рисунок 1), на порядок меньше, поэтому будем считать, что дендриты никелида титана, растущие в сторону уменьшения концентрации никеля, имеют условно равновесной состав. На рисунке 9 эти дендриты обозначены как « $TiNi$ » и имеют более светлый оттенок.

Измерение микротвердости с нагрузкой 10 Г различных структурных составляющих позволило косвенно подтвердить справедливость сделанных предположений. Абсолютные значения твёрдости  $HV_{0,01}$  в большинстве случаев имеют большую погрешность ввиду близости границ других фаз и превышения размера отпечатка по сравнению с величиной зерен некоторых случаях. Однако сравнительная оценка позволяет сделать выводы касательно уровня твердости тех или иных фаз. Так, очевидно твердость равновесной фазы  $TiNi$  не превышает 400  $HV_{0,01}$ , тогда как пересыщенная никелем эта же фаза имеет твердость порядка 710-730  $HV_{0,01}$ . Наивысшую твердость имеет вторично-избыточная фаза внутри области повышенной концентрации никеля (предположительно неравновесное соединение  $Ti_3Ni_4$  или  $Ti_2Ni_3$ ), которая достигает 891  $HV_{0,01}$ . Измерение микротвердости интерметаллида  $Ti_2Ni$  наименее достоверное, что связано узостью прожилок этой фазы между дендритами  $TiNi$ . Можно предположить, что твердость этой фазы не менее 560  $HV_{0,01}$ .

Смещение в сторону титана приводит сначала к увеличению доли  $Ti_2Ni$  и уменьшению количества дендритов  $TiNi$ , затем к появлению и увеличению доли эвтектики ( $Ti_2Ni+\beta-Ti$ ). Стоит отметить, что для структуры, состоящей из эвтектики ( $Ti_2Ni+\beta-Ti$ ) и дендритов  $Ti_2Ni$  характерно наличие микротрещин в любой зоне шва (рисунок 10). Дальнейшее увеличение смещения в сторону титана приводит к появлению дендритов  $\beta-Ti$  и локализации дендритов  $Ti_2Ni$  вблизи линии

сплавления с никелем. При максимальном смещении, обеспечивающем получение сварного соединения без непровара, в шве появляются зерна мартенсита  $\alpha'$ -Ti при минимальном количестве  $\beta$ -Ti. При этом дендриты  $Ti_2Ni$  и эвтектика ( $Ti_2Ni+\beta$ -Ti) располагаются узкой полосой вдоль линии сплавления с никелем.

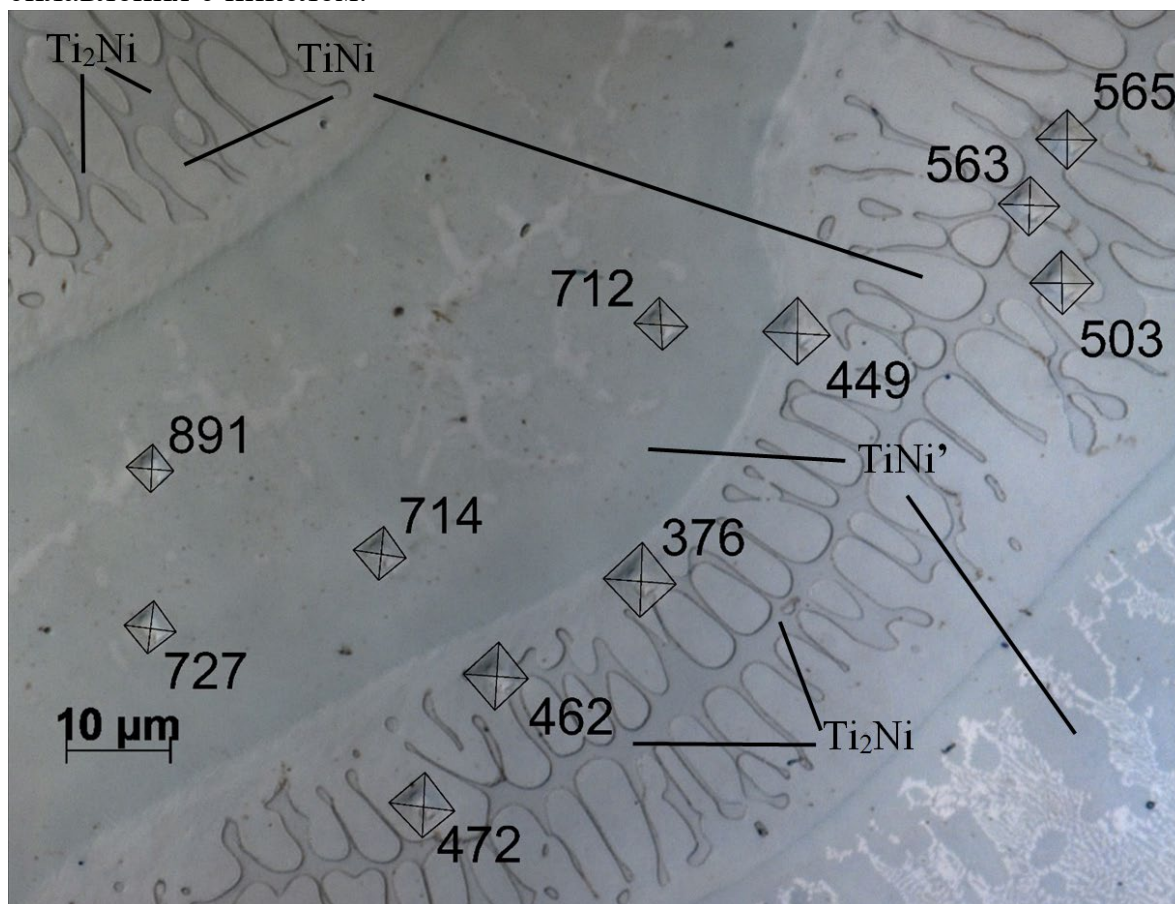


Рисунок 9 – Результаты измерения микротвердости вблизи линии сплавления с никелем НП2 шва, полученного при скорости сварки 1000 мм/мин без смещения относительно стыка и без развертки, 2400х

Смещение в сторону никеля приводит к увеличению областей пересыщенного никелида титана  $TiNi$ , эвтектики  $TiNi-TiNi_3$  и появлению дендритов  $TiNi_3$ . По мере увеличения смещения в сторону никеля доля интерметаллида  $TiNi_3$  растет (рисунок 5а). Дальнейшее смещение в сторону никеля приводит к увеличению доли пересыщенного  $\gamma$ -Ni.

Механические испытания растяжением проводили для определения временного сопротивления свариваемых металлов и сварных соединений. Результаты механических испытаний сварных соединений представлены в таблице 1. Испытания показали, что среднее значение временного сопротивления титана марки ВТ1-0 составляет 407 МПа, а никеля марки НП2 – 506 МПа. Стоит отметить, что первые 6 образцов использовали для исследования процесса формирования металла шва, и целиком были разрезаны на поперечные микрошлифы. Как видно из таблицы 1,

некоторые образцы разрушились еще до испытаний, чаще всего в процессе изготовления образцов на растяжение, когда в условиях вибрации возникали изгибающие нагрузки на сварное соединение.

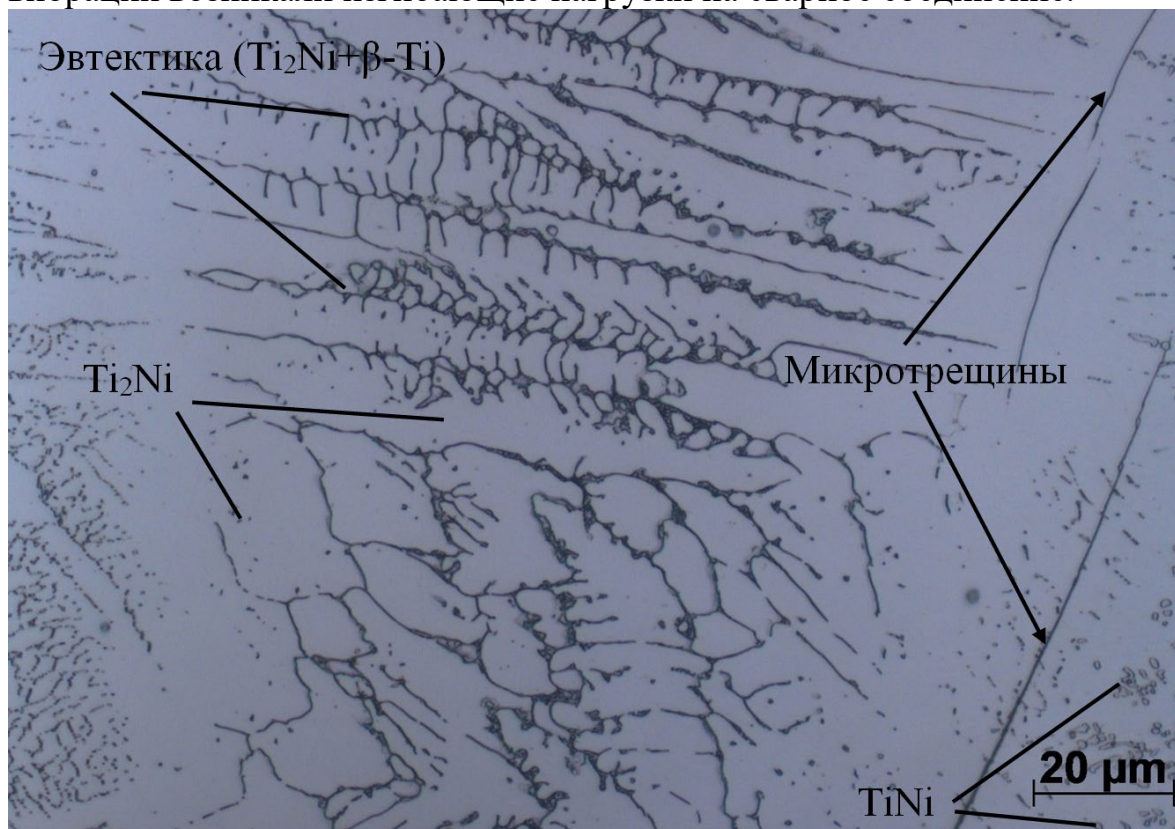


Рисунок 10 – Микроструктура центральной части шва, полученного при скорости сварки 1000 мм/мин со смещением на титан на величину 0,2 мм относительно стыка, 1000х

Максимальное временного сопротивление было получено на образце, вырезанном из сварного соединения № 49, и составило 384 МПа, что составляет 95% от временного сопротивления титана ВТ1-0.

### Обсуждение

Зависимость ширины шва от скорости сварки известна, и в данном случае вполне закономерна. Увеличение скорости сварки с одной стороны приводит к снижению объема расплавленного металла и уменьшению напряжений и деформаций сварной конструкции. Однако при этом увеличивается градиент температур вокруг сварочной ванны и скорость охлаждения, что в свою очередь приводит к росту напряжений в локальных участках в процессе ЭЛС, формированию неравновесных фаз и повышению структурной и химической неоднородности по сечению сварного шва.

**Таблица 1. Режимы ЭЛС и результаты механических испытаний сварных соединений**

№ обр.	Скорость сварки, мм/мин.	Ток пучка, МА	Амплитуда развертки, мм	Частота развёртки, Гц	Смещение на Ti	Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа		
1	1000	25...15	-	-	0...1			
2	1000	16	-	-	0,1...0,3			
3	1000	16	-	-	0,3...0,6	использовали только для металлографических исследований		
4	1000	16	-	-	0,15			
5	1000	22	-	-	0			
6	1000	24	1	100	0			
7	1000	24	1	100	0,7	80		
8	1000	16	1	50	0,7			
9	2000	28	1	50	0,7	разрушились до испытаний		
10	1000	16	1	66	0,5	118	133	
11	2000	28	1	66	0,3	84	113	137
12	2000	40	1	100	0	85	188	
13	2000	40	1	100	-0,4	139	261	
14	2000	32	1	100	0	78	122	
15	2000	30	1	100	0,2	разрушились до испытаний		
16	2000	25	1	100	-0,2	123	227	
17	2000	30	1	100	-0,5	145	156	
18	1000	16	1	132	0,5	179	142	
19	2000	24	1	132	0,3	227	210	
20	500	11	1	33	0,5	179	142	
21	500	11	1	33	0,8	170	168	
22	2000	30	1	132	-0,6	200	215	
23	500	15	1	66	0	198	189	
24	3000	34	1	200	0	91	247	
25	3000	29	1	200	0,3	62	46	
26	100	10	-	-	0	150		
27	100	10	1	15	0	разрушились до испытаний		
28	100	8	1	30	0	147		
29	100	8	1	45	0	разрушились до испытаний		
31	100	7..8	1	45	0	338	276	193
32	2000	30	1	133	-0,7	разрушились до испытаний		
33	6000	60	-	-	0	204		
34	6000	80	-	-	0	158		
35	6000	90	-	-	0	226		
36	6000	90	-	-	0	разрушились до испытаний		
37	2000	30	-	-	0,4	50	138	154
38	2000	30	-	-	0,2	102	111	111
39	2000	30	-	-	0,6	125	143	
40	6000	80	-	-	0,2	57	58	114
41	6000	80	-	-	0,4	88	68	155
42	6000	90	-	-	0,6	127	94	115
43	2000	30	-	-	0,2	155	208	127
44	2000	30	-	-	-0,4	208	193	213
45	2000	30	-	-	-0,6	173	194	125
46	6000	80	-	-	-0,2	155	198	141
47	6000	80	-	-	-0,4	186	170	55
48	6000	90	-	-	-0,6	281	188	188
49	2000	30	-	-	0	384	235	323
50	6000	60	-	-	-0,4	199	212	142
51	6000	70	-	-	-0,4	139	230	93



Уширение швов у вершины шва и со стороны корня вызвано в первую очередь конвекцией Марангони и характерно для сварных соединений, однако при сварке никеля с титаном выражено гораздо сильнее и асимметрично, что связано с высокими концентрационными градиентами на поверхности сварочной ванны и различным удельным поверхностным натяжением титана и никеля. Поскольку процесс конвекционного переноса жидкости инерционен, с уменьшением времени пребывания металла в жидком состоянии уширения в вершине и корне уменьшаются, что и наблюдается при увеличении скорости сварки.

Применение развертки не позволило заметно уменьшить ширину переходных зон у линии сплавления, но повысило равномерность распределения зон химической неоднородности по объему шва и избежать локализации фаз с более высокой плотностью в корне шва. Таким образом, с точки зрения получения химически и структурно однородных швов предпочтительнее использовать низких скоростей сварки и развертки типа «пила».

Зависимость с двумя экстремумами (рисунок 4) ширины шва от величины смещения связана с различием теплофизических свойств никеля и титана и различными термодинамическими характеристиками образования интерметаллидных фаз, что приводит к изменению распределения температур в зависимости от величины смещения и, соответственно, требует различной мощности пучка для обеспечения уверенного проплавления.

На рисунке 11 показаны значения временного сопротивления сварных соединений в зависимости от величины смещения относительно стыка при скорости сварки 2000 мм/мин. Видно, что максимальное временное сопротивление достигнуто при ЭЛС без смещения, когда шов формируется преимущественно за счет никелида титана. Небольшое отклонение на титан (на 0,2 мм) приводит к опасности разрушения из-за большого количества хрупкого интерметаллида  $Ti_2Ni$  в шве.

Исследование микроструктуры после механических испытаний показало, что практически во всех случаях разрушение происходило по эвтектике ( $Ti_2Ni+\beta-Ti$ ) и интерметаллидам  $Ti_2Ni$ , вне зависимости от смещения и скорости сварки. Интерметаллиды  $Ti_2Ni$  и эвтектика ( $Ti_2Ni+\beta-Ti$ ) кристаллизуются при температуре на более чем 300 °C ниже чем,  $TiNi$  и более чем на 600 °C ниже титана, что приводит к большому темпу деформаций при кристаллизации и повышению напряжений в интерметаллиде  $Ti_2Ni$  и эвтектике ( $Ti_2Ni+\beta-Ti$ ), что в свою очередь создает условия для появления микротрещин и формированию структуры с низкими механическими свойствами. Наличие микротрещин подтверждается исследованиями микроструктуры сварных соединений.

Проблема высокого темпа деформаций легкоплавких структурных составляющих при высоких температурах может быть усугублена тем, что по мере охлаждения из-за разницы коэффициентов линейного расширения различных фаз могут возникнуть дополнительные напряжения. Так, в работе [18] показано, что фаза  $Ti_2Ni$  имеет почти в два раза выше коэффициент линейного расширения, чем у титана, поэтому при охлаждении в зоне контакта  $Ti$  и  $Ti_2Ni$  фаза  $Ti_2Ni$  будет испытывать растягивающие напряжения. В то же время, у фазы  $TiNi_3$  и никеля коэффициент линейного расширения почти совпадают, поэтому в зоне их контакта при охлаждении существенных напряжений на границе возникать не будет. Стоит так же отметить, что интерметаллидная фаза  $TiNi$  из-за фазовых превращений имеет сложную зависимость коэффициента линейного расширения от температуры. А с учетом того, что фазовые превращения в никелиде титана сопровождаются скачкообразным изменением объема [19], можно предположить, что это фазовое превращение увеличивает напряжения в сварном соединении и способствует образованию микротрещин. Таким образом, наиболее опасными с точки зрения образования трещин являются интерметаллидная фаза  $Ti_2Ni$  и эвтектика ( $Ti_2Ni+\beta-Ti$ ), как сравнительно легкоплавкие структурные составляющие с относительно высоким коэффициентом линейного расширения.

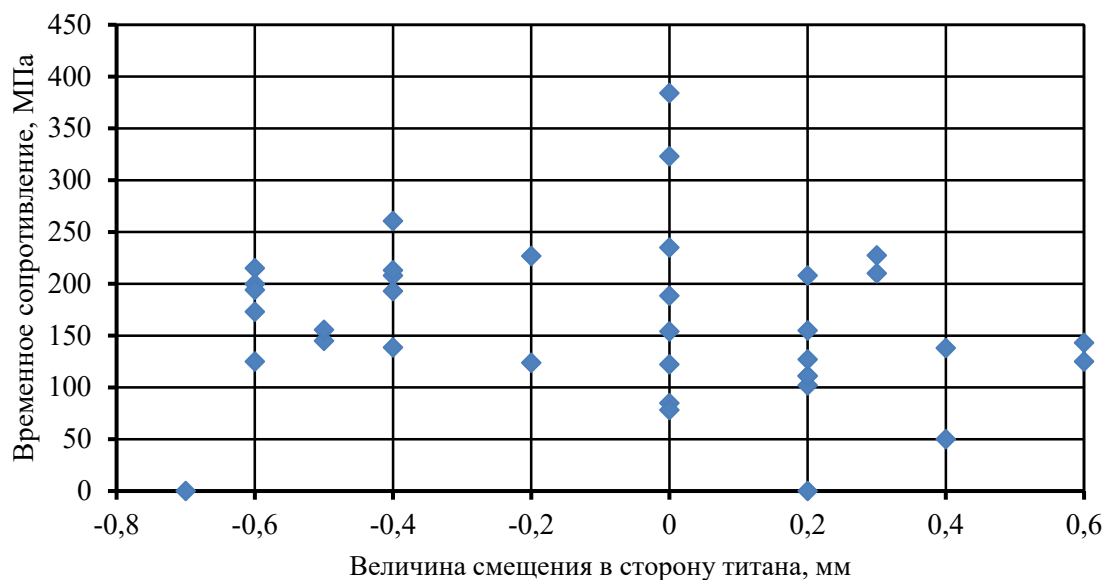


Рисунок 11 – Зависимость временного сопротивления сварных соединений от положения пучка относительно стыка при сварке

С точки зрения свариваемости при проведении экспериментов следует стремиться создать условия, при которых образование упомянутых хрупких фаз будет ограничено. То есть теоретически

формирование работоспособных сварных соединений возможно, если шов будет состоять преимущественно из никелида титана или твердых растворов никеля или титана.

Получение сварного соединения за счет образования в шве твердого раствора никеля и титана требует значительного отклонения пучка от стыка и применения схемы «сварка-пайка». Обычно при реализации схемы «сварки-пайки» плавят металл, имеющий более низкую температуру плавления. В данной паре материалов это никель, но перенос металла со стороны никеля к титану за счет конвекции Марангони приводит к значительному оплавлению титана как в корне, так и в вершине, из-за чего жидкий металл обогащается титаном, а при кристаллизации формируется структура, состоящая из дендритов  $TiNi_3$ , окруженных эвтектикой ( $TiNi+TiNi_3$ ). Смещение на титан позволяет сформировать шов, состоящий из твердых растворов на основе титана, но требует очень высокой точности позиционирования из-за опасности образования непровара. Но при этом у линии сплавления с никелем образуется переходная прослойка, состоящая из дендритов  $Ti_2Ni$  и эвтектики ( $Ti_2Ni+\beta-Ti$ ), которая не позволяет добиться высокой прочности.

Стоит отметить, что легкоплавкие структурные составляющие, такие как интерметаллид  $Ti_2Ni$  и эвтектика ( $Ti_2Ni+\beta-Ti$ ) обнаружены во всех швах и как было упомянуто выше, именно по этой структуре произошло разрушение. В этой связи представляет интерес распределение количества образцов, разрушенных при различных напряжениях (рисунок 12). Видно, что распределение близко к нормальному. Вероятно, временное сопротивление сварных соединений никеля с титаном определяется напряженным состоянием в прослойке, состоящей из интерметаллида  $Ti_2Ni$  и эвтектики ( $Ti_2Ni+\beta-Ti$ ), и количеством микротрещин в ней. Очевидно, повышение прочностных свойств сварных соединений никеля и титана требует уменьшения напряжения в этой прослойке и по возможности подавления формирования  $Ti_2Ni$  путем легирования.

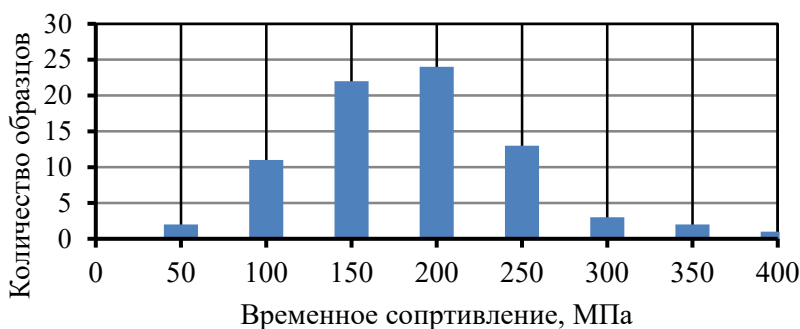


Рисунок 12 – Гистограмма распределения количества разрушенных образцов от напряжения

## Заключение

- С точки зрения структуры металла шва, работоспособные сварные соединения можно получить двумя путями: по схеме «сварки-пайки» или за счет формирования мооникелида титана в шве, при этом предпочтительнее получать пересыщенный никелем  $TiNi$ , нежели титаном, из-за узкой области гомогенности в этой зоне и опасности появления хрупкого легкоплавкого интерметаллида  $Ti_2Ni$  в шве.
- На всех швах формируется легкоплавкая и хрупкая прослойка, состоящая из  $Ti_2Ni$ , и эвтектика ( $Ti_2Ni+\beta Ti$ ). В этой прослойке часто наблюдаются микротрещины, что вызвано высоким темпом деформации этих фаз и их низкой пластичностью, в том числе в области высоких температур.
- Исследование структуры металла шва в области разрушения после испытаний растяжением показало, что большинство образцов разрушились по прослойке  $Ti_2Ni$ +эвтектика( $Ti_2Ni+\beta-Ti$ ). Очевидно, причиной низкой прочности сварных соединений является высокие послесварочные напряжения и наличие микротрещин в хрупких прослойках.
- Показано, что при определенных условиях можно добиться временного сопротивления на разрыв по крайней мере 384 МПа, что составляет около 95% от уровня прочности основного металла.

## Литература

1. Phase formation of Ni – Ti via solid state reaction [Text] / J. Laeng, Z. Xiu, X. Xu, X. Sun, H. Ru, Y. Liu // Phys. Scr. – 2007. – Vol. 129. – P. 250–254
2. Kundu S. Interfacial reactions and strength properties in dissimilar titanium alloy / Ni alloy / microduplex stainless steel diffusion bonded joints [Text] / S. Kundu, S. Sam, S. Chatterjee // Mater. Sci. Eng. A. – 2013. – Vol. 560. – P. 288–295.
3. Модифицирование поверхности прослойки никеля для делокализации деформации при сварке давлением образцов титанового сплава и нержавеющей стали / П. Г. Хазгалев, М. Ф. Имаев, Р. Р. Мулюков, Ф. Ф. Сафин // Письма о материалах 5 (2), 2015 стр. 133-137.
4. He P., Zhang J., Zhou R., Li X. Diffusion bonding technology of a titanium alloy to a stainless steel web with an Ni interlayer, Mater. Charact., 1999, V. 43, P. 287–292.
5. Formation of nonequilibrium phase at collision interface in an explosively welded Ti / Ni [Text] / M. Nishida, A. Chiba, Y. Morizono, M. Matsumoto, T. Murakami, A. Inoue // Clad. Transactions JIM. – 1995. – Vol. 36, iss. 11. – P. 1338–1343.
6. Технология изготовления титаностальных переходников с паяно-сварными стыковыми соединениями / Трыков Ю.П., Трыков А.Ю., Гуревич Л.М., Гурулев Д.Н., Петров А.Э. // Сварочное производство. 2008. № 7. С. 14-18.
7. Study of interface and base metal microstructures in explosive clad joint of Ti – 5Ta – 1.8Nb and 304L stainless steel [Text] / C. Sudha, T. N. Prasanthi, S. Murugesan, S. Saroja, P. Kuppasami, M. Vijayalakshmi // Sci. Technol. Weld. Joining. – 2011. – Vol. 16. – P. 133–139.
8. Progress in the characterization of explosively joined Ti / Ni bimetal [Text] / K. Topolski, P. Wicinski, Z. Szulc, A. Galka, H. Garbacz // Materials and Design. – 2014. – Vol. 63. – P. 479–487.
9. Ding, J. Joining of gamma – TiAl to low alloy steel by electron – beam welding [Text] / J. Ding, J. N. Wang, Z. H. Hu // Mat. Sci. Tech. – 2002. – Vol. 18. – P. 908–912.

10. Microstructure development during dissimilar welding: Case of laser welding of Ti with Ni involving intermetallic phase formation (2006) / *S. Chatterjee, T.A. Abinandanan, K. Chattopadhyay* // *Journal of Materials Science*, vol. 41, pp. 643-652.
11. Phase formation in Ti/Ni dissimilar welds (2008) / *S. Chatterjee, T.A. Abinandanan, K. Chattopadhyay* // *Materials Science and Engineering A*, vol. 490, pp. 7-15.
12. Fibre laser welding of dissimilar alloys of Ti-6Al-4V and Inconel 718 for aerospace application / *Chen HC., Pinkerton A.J. & Li L.* // *Int J Adv Manuf Technol* (2011) 52: 977.
13. Welding Shape Memory Alloys with NdYAG lasers / *L. Quintino, R. M. Miranda* // *Soldag. Insp. São Paulo*, Vol.17, №. 3, p. 210-217.
14. Dissimilar joining of Ti3Al-based alloy to Ni-based superalloy by arc welding technology using gradient filler alloys / *Bing-Qing Chen, Hua-Ping Xiong, Bing-Bing Sun, Bo-Rui Du, Zhen-Wei Wei, Bo Chen* // *Materials & Design* Volume 87, 15 December 2015. Pages 732–741.
15. Microstructure Formation in Dissimilar Metal Welds: Electron Beam Welding of Ti/Ni (2016) / *S. Chatterjee, T.A. Abinandanan, G. Madhusudhan Reddy, K. Chattopadhyay* // *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 47, pp. 769-776.
16. Influence of the Overlapping Factor and Welding Speed on T-Joint Welding of Ti6Al4V and Inconel 600 Using Low-Power Fiber Laser / *Janasekaran S.; Tan A.W.; Yusof F.; Abdul Shukor M.H.* // *Metals* 2016, 6, 134.
17. EBW of aluminium alloys with application of electron beam oscillation / *A.P. Sliva, V.K. Dragunov, E.V. Terentyev and A.L. Goncharov* // 13th International Conference on Elec-tron Beam Technologies IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series 1089 (2018) 012005
18. Особенности разрушения твердофазного соединения титановый сплав – никель – нержавеющая сталь / *Р.Г. Хазгалиев, М.Х. Мухаметрахимов, М.Ф. Имаев, Р.У. Шаяхметов, Р.Р. Мулюков* // *Известия высших учебных заведений. Физика* Т. 58, № 6. 2015, С. 74-78.
19. *Корнилов И.И.* Никелид титана и другие сплавы с эффектом «памяти» / *И.И. Корнилов, О.К. Белоусов, Е.В. Качур.* – М.: Наука, 1977. – 180 с.

## **Разработка технологии электронно-лучевой сваркопайки ниобиевого сплава со сталью 12Х18Н10Т**

Н.П. Фидря, А.С. Семерич

Управление главного металлурга – главного сварщика, «КБхиммаш им. А.М. Исаева» – филиал АО «ГКНПЦ им М.В. Хруничева», ул. Богомолова 12, г.Королев  
МО, 141070, Россия

Электронный адрес: [kbhimmash@korolev-net.ru](mailto:kbhimmash@korolev-net.ru)

**Аннотация.** Данная работа о разработке технологии получения неразъемного соединения между ниобиевым сплавом и коррозионностойкой сталью 12Х18Н10Т без применения промежуточных прослоек и покрытий. Представлены разработанные типы соединений и требования к ним, рассказано о подготовке поверхностей и технологии получения соединения. Указаны методы контроля качества применимые для данного вида соединений.

### **1. Введение**

При проектировании и изготовлении теплонагруженных элементов изделий и конструкций возникает необходимость применения сплавов из тугоплавких металлов таких как вольфрам, молибден, ниобий, тантал и другие. В виду более простой, по сравнению с молибденом и вольфрамом, технологии получения изделий сложных форм и меньшей плотности материала, широкое применение получили сплавы на основе ниобия.

Для применения элементов и узлов из тугоплавких металлов и сплавов необходимо решить задачу их соединения с менее теплонагруженными элементами изделий выполненных из сталей либо жаропрочных сплавов. При этом соединение должно работать в широком диапазоне температур, в тоже время оставаться надежным, прочным, герметичным и коррозионностойким.

Применение резьбовых соединений не отвечает всем требованиям, а механические соединения удовлетворяющие требования, имеют относительно большие габариты, сложны в изготовлении, характеризуются высокими трудозатратами и требуют высокой квалификации исполнителей на всех стадиях выполнения соединений.

### **2. Отработка технологии сваркопайки**

При сварке разнородных сплавов, обладающих ограниченной растворимостью, основное влияние на свойства сварного соединения оказывают хрупкие интерметаллические прослойки. Физические свойства таких прослоек существенно отличаются от свойств свариваемых металлов. Они имеют другие коэффициенты термического расширения, что способствует концентрации напряжений в местах их выделения;

высокую твердость и малую пластичность, что приводит к образованию трещин на всех этапах изготовления и эксплуатации изделия; в местах их выделения часто наблюдается интенсивное коррозионное разрушение. Для образования таких интерметаллических прослоек необходимы, как правило, продолжительное время и высокие температуры. [1]

Интерметаллидные соединения (химическое соединение двух и более металлов) и карбиды, зачастую, обладают высокой химической стойкостью, зачастую они имеют более высокую температуру плавления чем исходные материалы. Большинство интерметаллидов хрупкие, так как связь между атомами в решетке становится ковалентной или ионной, а не металлической, а также они имеют кристаллическую структуру, отличающуюся от структуры исходных материалов.

При сварке коррозионностойкой стали 12X18H10T с ниобиевыми сплавами будут образовываться ряд интерметаллидных соединений ниобия:  $NbFe_2$ ,  $Nb_3Fe_2$ ,  $NbNi_3$ ,  $NbNi_8$ ,  $Nb_7Ni_6$ ,  $NbCr_2$  и карбиды ниобия  $NbC$ ,  $Nb_2C$ . Что приводит к образованию трещин в соединении при кристаллизации металла шва.

Аналогичные процессы происходят и при высокотемпературной пайке припоями на основе железа и никеля.

Для получения качественного соединения между ниобиевым сплавом и сталью 12X18H10T необходимо исключить смешивание данных материалов в жидкой фазе и ограничить время их контакта в интервале высоких температур. Для предотвращения смешивания жидких фаз нужно создать такие условия, при которых ниобиевый сплав будет оставаться в твердом состоянии, а сталь будет плавиться. Минимизировать время контакта расплавленной стали с ниобиевым сплавом можно за счет использования локального источника нагрева с ограничением времени его действия.

Процесс соединения разнородных материалов с применением местного нагрева, при котором более легкоплавкий материал нагревается до температуры, превышающей температуру его автономного плавления, и выполняет роль припоя по отношению к другому. Этот способ можно было бы назвать сваркопайкой или пайкосваркой ввиду равноправности соединяемых материалов и одновременности протекания обоих процессов. Однако термин пайкосварка (Braze-welding) в литературе разных стран уже отнесен к процессу некапиллярной пайки с разделкой кромок. Поэтому по ГОСТ 17325 - 71 процесс назван сваркопайкой. [2]

При термической обработке и сварке тугоплавких металлов и сплавов большое значение имеет среда, в которой протекает процесс. Так как наиболее совершенная защита шва от газа атмосферы достигается при электроннолучевой сварке в вакууме, этот метод наиболее эффективен для соединения химически активных тугоплавких металлов. [3] Так же приоритетное использование электронного луча в качестве источника

нагрева обуславливается широким диапазоном изменения как площади нагрева, за счет изменения фокусировки луча, так и непосредственно энергетических вложений за счет изменения сварочного тока.

Также для получения работоспособного соединения необходимо обеспечить растекание и смачивание расплавленной стали на поверхности ниобиевого сплава в процессе ее плавления, чего можно достичь за счет активации поверхности ниобиевого сплава, путем его нагрева.

### 3. Технология получения сварнопаяного соединения

В процессе отработки технологии получения неразъёмного соединения между ниобиевым сплавом и коррозионностойкой сталью 12Х18Н10Т были разработаны разные типы соединений (нахлесточное, стыковое, коническое) и определены их геометрические размеры. Для уменьшения эксплуатационных нагрузок, действующих на сварнопаяный шов, все соединения выполняются с резьбой, что так же позволяет качественно и точно выполнить сборку.

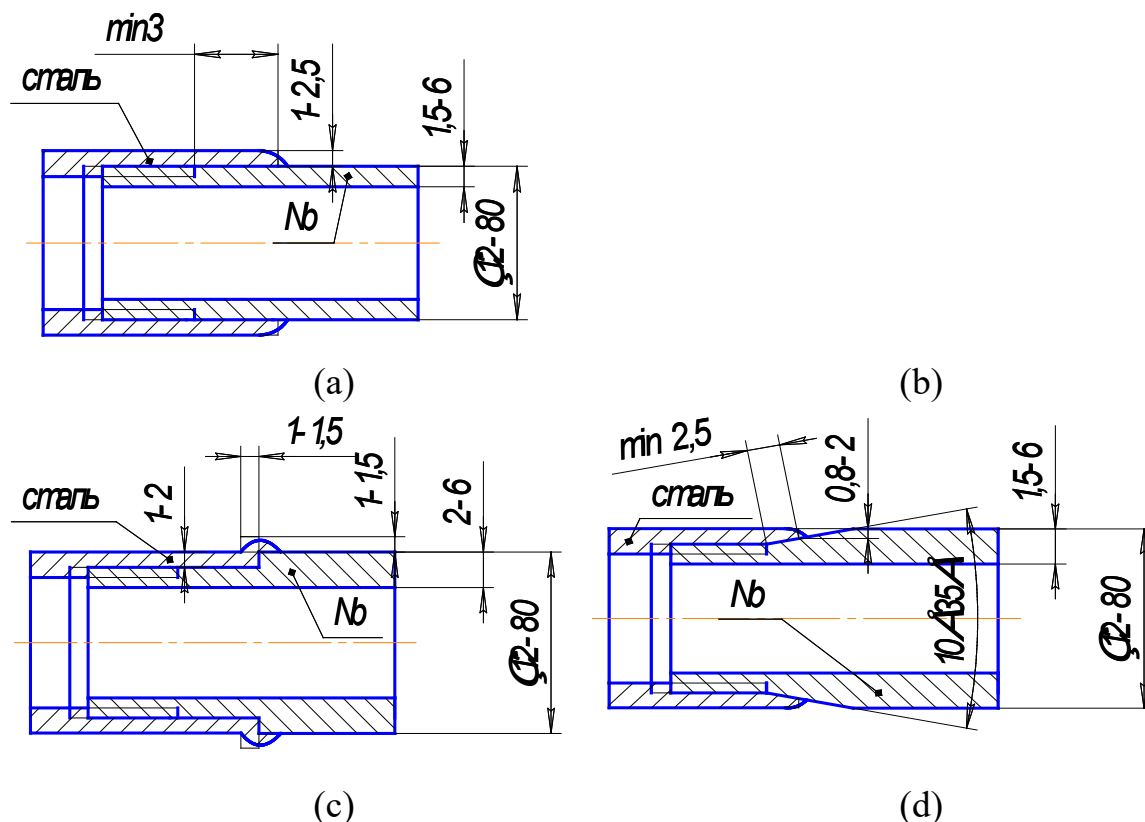


Рисунок 1 – Типы сварнопаяных соединений: (а)- нахлесточное; (б)- нахлесточное с присадочным буртом; (с)- стыковое; (д)- коническое

Подготовка поверхности под выполнение соединения заключается в ее механической обработке, очистке и обезвоживании.

Процесс выполнения соединения начинается с разогрева ниобиевой детали расфокусированным лучом до температуры  $900-1100^{\circ}\text{C}$ .



Температура определяется визуально по свечению малинового цвета. При разогреве происходит очищение поверхности за счет дегазации и выгорания не удаленных загрязнений, а также ее активация в следствии нагрева. Когда ниобиевая деталь разогрета - электронный луч, за счет отклоняющей системы, либо перемещения детали, переводится на стальную кромку и оплавляет ее. Расплавленная сталь смачивает поверхность и кристаллизуется, образуя сварнопаяный шов. Разогрев и оплавление стали проходит при непрерывном вращении детали, за счет чего обеспечивается кратковременный контакт расплавленной стали с ниобиевым сплавом на каждом участке соединения.

#### 4. Контроль качества соединения

Качество соединения проверяется неразрушающими и разрушающими методами контроля. Соединение подвергается визуальному контролю, испытаниям на прочность гидравлическим давлением и герметичность, а также металлографическому анализу.

Так же были опробованы метод цветной дефектоскопии и рентген контроль, однако они оказались не эффективными, так как цветная дефектоскопия выявляет только внешние дефекты, которые выявляются при визуальном контроле, а с помощью рентген контроля сложно распознать дефекты, так как ниобиевый сплав более рентген контрастен, чем сталь, и дефекты в шве на фоне ниобиевой детали практически не различимы.



Рисунок 2 – Общий вид образцов сварнопаяных соединений после проведения цветной дефектоскопии

Два образца подвергались термоциклическому нагруженную в виде пятикратного нагрева до температуры 450° С и охлаждения до 50° С, с повторными испытаниями на прочность и герметичность. Так же соединение успешно прошло испытание на вибрационные нагрузки.

Металлографический анализ показал, что во всех образцах присутствует интерметаллидная прослойка на границе между швом и ниобиевым сплавом, ее твердость в 5-7 раз превышает твердость основного металла, что свидетельствует о ее высокой прочности и хрупкости.

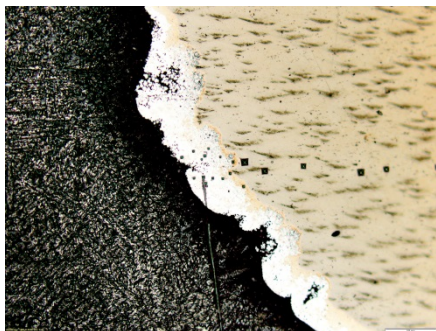


Рисунок 3 – Шлиф микротвёрдости интерметаллидной прослойки и основного металла

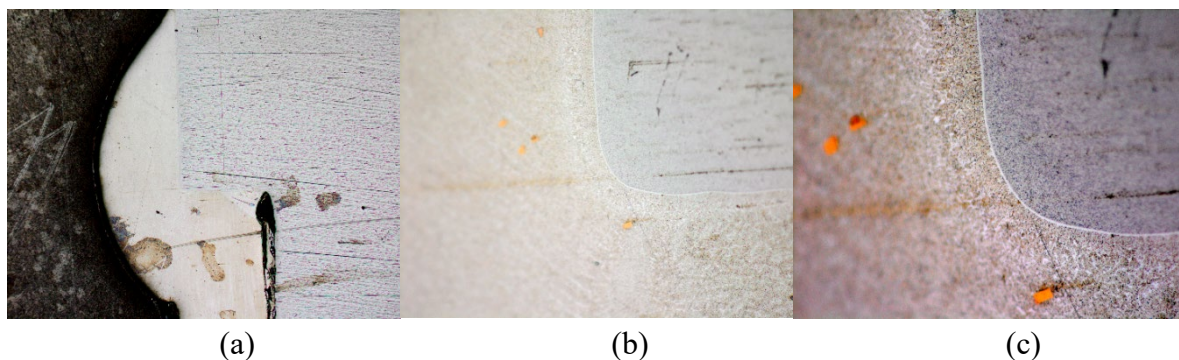


Рисунок 4 – Шлиф стыкового сварнопаяного соединения: (a)- общий вид соединения; (b)- сварнопаяный шов; (c)- интерметаллидная прослойка толщиной 1-2 мкм

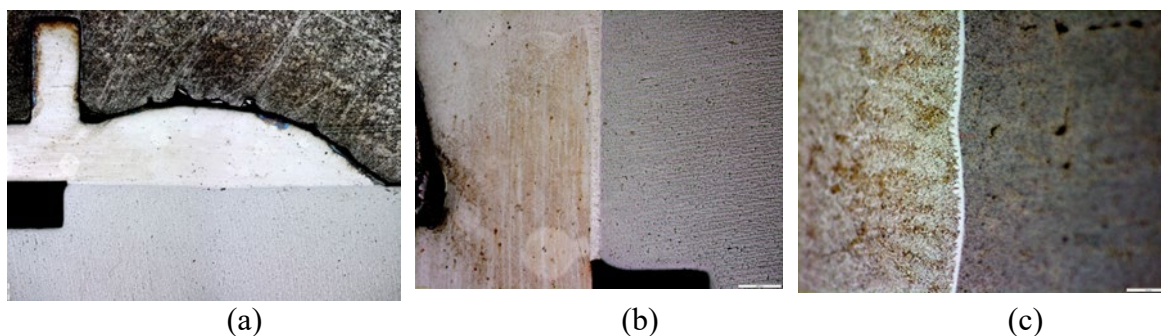


Рисунок 5 – Шлиф нахлесточного сварнопаяного соединения: (a)- общий вид соединения; (b)- сварнопаяный шов; (c)- интерметаллидная прослойка толщиной 3-5 мкм

## 5. Заключение

Результатом отработки технологии получения сварнопаяного соединения стали разработка и введение в действие стандарта организации СТО 255-160-2016 «Изделия основного производства. Электронно-лучевая сваркопайка. Технические условия», который распространяется на типы и получение неразъемных соединений деталей, получаемых электронно-лучевой сваркопайкой ниобиевого сплава со сталью 12Х18Н10Т, и устанавливает требования по проектированию соединений и рекомендации по технологии электронно-лучевой сваркопайки, методы испытаний и контроля качества.

Работоспособное сварнопаяное соединение ниобиевого сплава со сталью можно получить при подборе оптимальных условий и режимов проведения технологического процесса, при этом критерием работоспособности соединения будет толщина образующейся, между разнородными материалами, интерметаллидной прослойки. Чем меньше ее толщина, тем выше качество соединения.

### **Литература**

1. Николаева Г. А. и др. Сварка в машиностроении: Справочник в 4 т. М.: Машиностроение, 1978. – Т. 1. 139 с.
2. Лашко Н.Ф., Лашко С.В. Пайка металлов. Изд.-3е.перераб. М.: Машиностроение, 1977. – 322 с.
3. Патон Б.Е. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. М.: Машиностроение, 1974. с 676.

## **Электронно-лучевая сварка в узкий зазор деталей большой толщины**

Чулков И.С., Гончаров А.Л., Чулкова А.В.  
ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» 111250, Москва, Красноказарменная 14  
E-mail: [ChulkovIS@mpei.ru](mailto:ChulkovIS@mpei.ru)

**Аннотация.** В работе представлен способ сварки деталей большой толщины в узком зазоре с присадочной проволокой. Предложена модернизированная магнитная отклоняющая система, позволяющая отклонять электронный луч непосредственно в зоне сварочной ванны. Измерено распределение магнитной индукции в локальном магнитном поле вдоль оси лучепровода и произведено сравнение полученных результатов с расчетными. Проведена фоторегистрация отклонения электронного пучка в локальном магнитном поле, создаваемом представленной магнитной отклоняющей системой. Произведена оценка угла отклонения электронного пучка относительно оси лучепровода.

### **Введение**

В настоящее время при создании современных изделий широко применяются различные сварочные технологии. Так, электронно-лучевая сварка (ЭЛС) является одной из важнейших при получении неразъемных соединений из нержавеющей сталей, титановых сплавов, цветных и тугоплавких металлов или их сплавов. В настоящее время электронно-лучевая сварка широко применяется в различных отраслях энергетики, авиастроении, судостроении, при производстве криогенного оборудования. Такое разнообразное применение данного процесса связано с целым рядом его преимуществ. Изготовление сварных конструкций с использованием технологий электронно-лучевой сварки позволяет обеспечить получение сварных соединений с механическими свойствами практически на уровне свойств основного металла. Однако сварка металлов больших толщин (свыше 100 мм) всегда оказывается сопряжена с рядом трудностей, одной из которых является повышенная вероятность образования дефектов и сложность их исправления. Кроме того, в этом случае предъявляются высокие требования к мощности используемого оборудования [1, 2].

Проблема получения качественных сварных соединений при сварке встык материалов больших толщин связана с возможным появлением различных дефектов, таких как наличие несплавлений из-за отклонения электронного пучка от оси стыка, образование дефектов в корне шва, провисание корня шва, образование подрезов, пор и газовых пузырей. Причиной появления этих дефектов могут являться такие факторы, как неточное наведение пучка на стык, нестабильность технологических параметров при сварке, избыточное тепловложение и некоторые другие [1-3].

В настоящей работе представлен способ ЭЛС деталей большой толщины в узком зазоре с применением присадочного материала (проволоки) для улучшения формирования сварного шва и снижения вероятности образования большинства перечисленных дефектов. Такой подход позволяет совместить положительные качества послойной сварки и особенностей ЭЛС. Используя данный способ, можно проводить послойный контроль процесса сварки, создавать оптимальный источник нагрева, а вакуумная защита, позволяет осуществлять качественную сварку химически активных металлов.

### **Описание предлагаемого метода**

Предложенный способ ЭЛС был реализован на установке ЭЛА 15И. Для реализации данного способа была произведена модернизация магнитной отклоняющей системы, используемой для отклонения электронного пучка. Для ее изготовления было предложено использовать материал с большей магнитной проницаемостью (09Г2С в отожженном состоянии) по сравнению с используемым ранее (ЭП 517), т.к. при реализации метода сварки в узкий зазор требуется получение больших значений магнитной индукции (более 10 мТл). Такие значения невозможно было получить с помощью магнитной отклоняющей системы, изготовленной из стали ЭП 517 и использовавшейся ранее.

Типовые отклоняющие системы не позволяют электронному лучу попасть непосредственно в зону воздействия на материал при сварке материалов больших толщин в узкий зазор. Это связано с тем, что электронный луч не попадает в зону сварочной ванны, а рассеивается на боковых стенках свариваемых деталей, и при их нагреве значительная часть его мощности теряется. Это приводит к изменению параметров пучка и нарушению всего процесса в целом.

Поэтому для обеспечения стабильности формирования соединений при сварке больших толщин и исключения образования дефектов в шве и зоне сплавления была разработана магнитная отклоняющая система, позволяющая отклонять электронный пучок в непосредственной близости от сварочной ванны для получения источника теплоты сложной формы (рисунок 1).

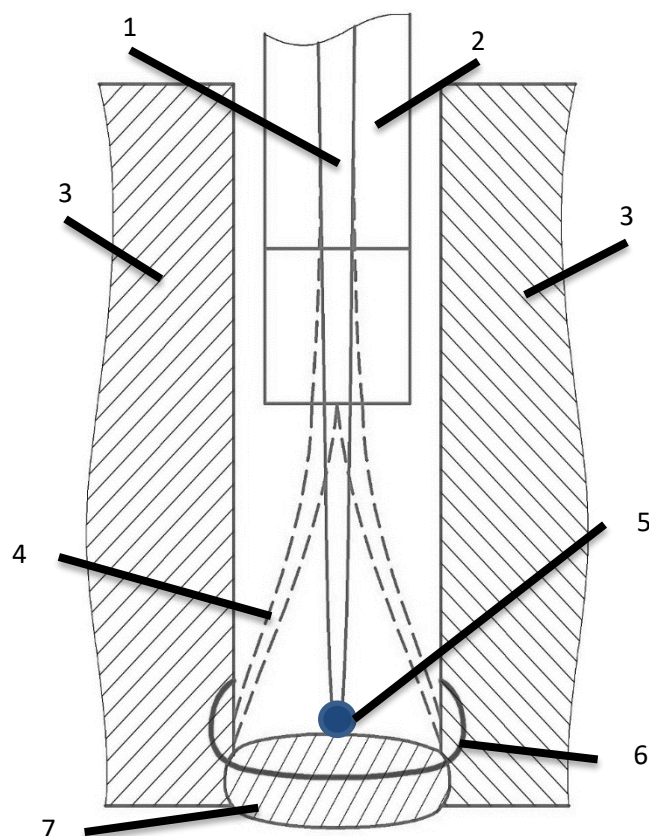


Рисунок 1 – Схема сварки электронным лучом в узкой разделке:  
 1 – электронный луч; 2 – магнитная отклоняющая система; 3 – свариваемые детали; 4 – крайние положения электронного луча; 5 – присадочный материал;  
 6 – схема изотермы плавления; 7 – сварной шов;

Конструкция и параметры работы магнитной отклоняющей системы были подобраны при помощи математического моделирования процесса отклонения электронного пучка в локальном магнитном поле [1]. Для расчета использовался метод конечного интегрирования (FIT) [2], впервые предложенный Вейландом в 1977 году. Этот численный метод обеспечивает универсальную схему пространственной дискретизации, применимую к различным электромагнитным задачам, в соответствии с соотношениями:

$$\oint_{\delta A} \vec{H} \cdot d\vec{s} = \int_A \left( \frac{\delta \vec{D}}{\delta t} + \vec{J} \right) \times d\vec{A}, \quad (1)$$

$$\oint_{\delta A} \vec{B} \cdot d\vec{A} = 0, \quad (2)$$

где  $\vec{H}$  – напряженность магнитного поля, А/м;  $s$  – замкнутый контур ( $d\vec{s}$  – элемент контура, м);  $\vec{D}$  – электрическая индукция, Кл/м<sup>2</sup>;

$t$  – время, с;  $A$  – поверхность, натянутая на контур  $s$  ( $d\vec{A}$  – вектор элемента площади, направленный из рассматриваемого объема наружу);  $\vec{B}$  – индукция магнитного поля, Тл.

Отслеживание движения электрона основывается на дискретизации электрической и магнитной силы посредством следующих выражений:

$$m \frac{d\vec{v}}{dt} = q(\vec{E} + \vec{v} \times \vec{B}), \quad (3)$$

$$m^{n+1}\vec{v}^{n+1} = m^n\vec{v}^n + \Delta t \left( \vec{E}^{n+1/2} + \vec{v}^{n+1/2} \times \vec{B}^{n+1/2} \right), \quad (4)$$

где  $m$  – масса частицы, кг;  $q$  – ее заряд, Кл;  $\vec{v}$  – вектор скорости, м/с;  $\vec{E}$  – вектор напряженности электрического поля, В/м;  $dt$  – дискретный шаг по времени, с;  $n$  – индекс временного шага, на котором определяется параметр (скорость, напряженность электрического поля и индукция).

В расчете средней скорости движения электронов является вакуум. С целью определения магнитной индукции в зазоре магнитной отклоняющей системы, выполненной из стали 09Г2С, задавалась кривая намагничивания, из которой определялась магнитная проницаемость в зависимости от напряженности магнитного поля. Пучок электронов в расчете имеет фиксированное значение тока, равное 100 мА. Основными входными данными при подборе параметров работы магнитной системы были ток и число витков в катушках индуктивности, а также магнитные свойства материалов, задаваемые в виде кривых намагничивания.

Схема предлагаемого способа сварки деталей большой толщины в узком зазоре с присадочной проволокой представлена на рисунке 1. В узкий зазор между свариваемыми деталями 3 из немагнитного материала помещается магнитная отклоняющая система. В магнитном зазоре между наконечниками создается переменное магнитное поле, которое отклоняет электронный пучок в положение 4. Для заполнения технологического зазора между свариваемыми деталями 3 подается проволока 5, которая плавится электронным пучком, когда его ось совпадает с осью магнитной отклоняющей системы). Отклонение электронного пучка в зоне сварочной ванны осуществляется для обеспечения стабильности формирования соединений при сварке больших толщин и исключения образования дефектов в шве и зоны сплавления. Таким образом для получения более ровной изотермы температур 6 создается источник теплоты, воздействующий на стенки сварного стыка и поверхность шва.

Другими авторами ранее были получены результаты, связанные с отклонением электронного пучка в электростатическом поле в непосредственной близости от области обработки. Это позволило расширить технологические возможности ЭЛС [4-7], но использование электростатического зеркала требует подбирать форму отражающей поверхности индивидуально под различные формы швов. Кроме того,

применение этого метода затруднено при сварке в узкий зазор и не позволяет использовать большие токи пучка.

Для определения величины получаемого магнитного поля и характера его распределения определялась магнитная индукция вдоль оси лучепровода [8-12]. Ее измерение проводилось по схеме, представленной на рисунке 2, при помощи датчика Холла (модели AD2251). В процессе измерения магнитной индукции фиксировался ток в катушках индуктивности (его значения представлены в пояснении к рисунку 3). Полученные значения тока использовались для численного моделирования движения электронов в магнитном поле.

Для фиксации траектории отклонения электронного луча магнитной отклоняющей системой использовался метод регистрации свечения остаточных газов в видимом диапазоне спектра [10].

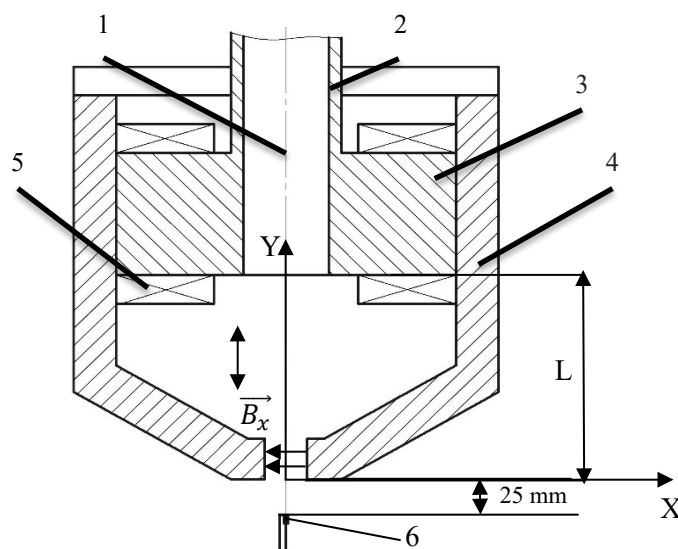


Рисунок 2 – Схема измерения магнитной индукции:  
1 – beam axis; 2 – electron-beam guide; 3 – magnetic core; 4 – magnetic tip;  
5 – inductor; 6 – hallsensor

## Результаты

Было получено распределение магнитной индукции в зазоре между магнитными кончиками при различных значениях силы тока. Распределение магнитной индукции вдоль оси лучепровода в магнитной отклоняющей системе показано на рисунке 3. На рисунке 3 представлены экспериментальные данные и расчетные значения, полученные при помощи численного моделирования. Из графиков видно, что кривые имеют подобный вид и при увеличении силы тока экспериментальные данные имеют значения выше расчетных.



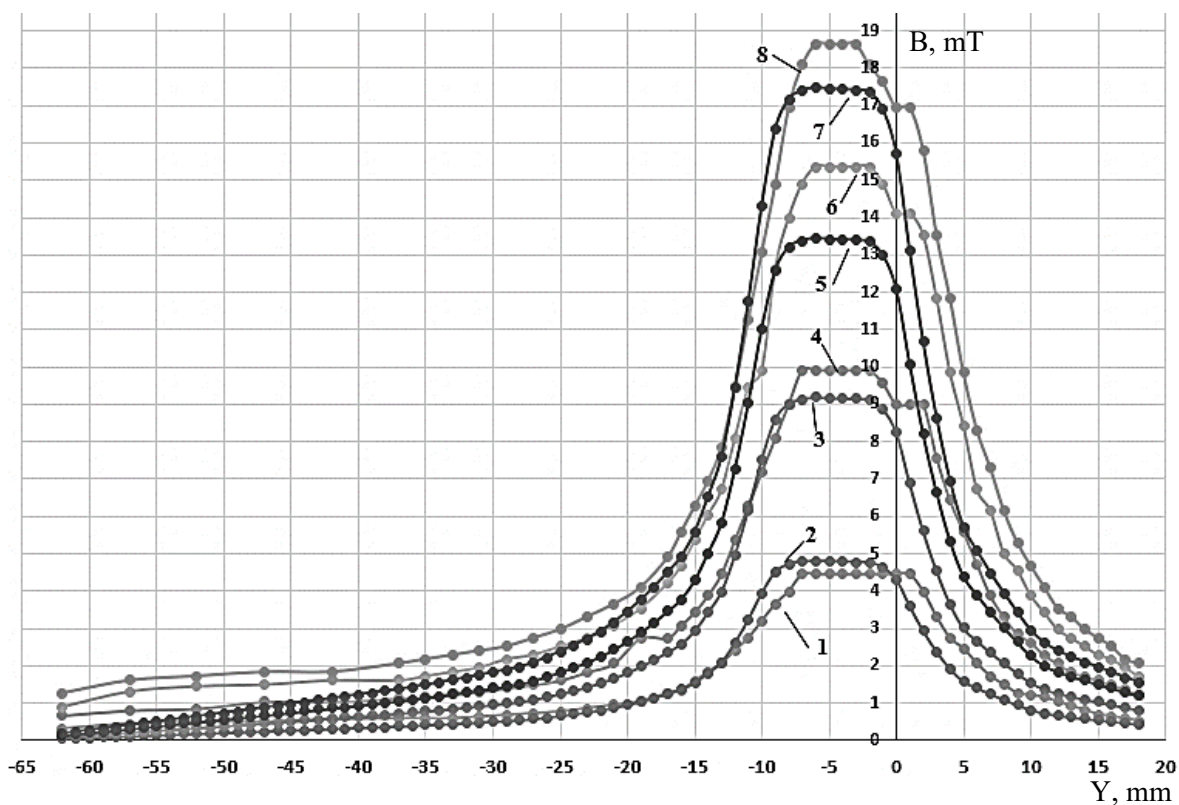


Рисунок 3. Распределение магнитной индукции вдоль оси лучепровода магнитной отклоняющей системы

Расчетные данные: 2 – ток 0,123 А; 3 – ток 0,234А; 5 – ток 0,342А; 7 – ток 0,444А

Экспериментальные данные: 1 – ток 0,123 А; 4 – 0,234 А; 6 – ток 0,342А; 8 – 0,44А

В ходе испытаний были получены фотографии отклонения электронного пучка в локальном магнитном поле (рисунок 4).

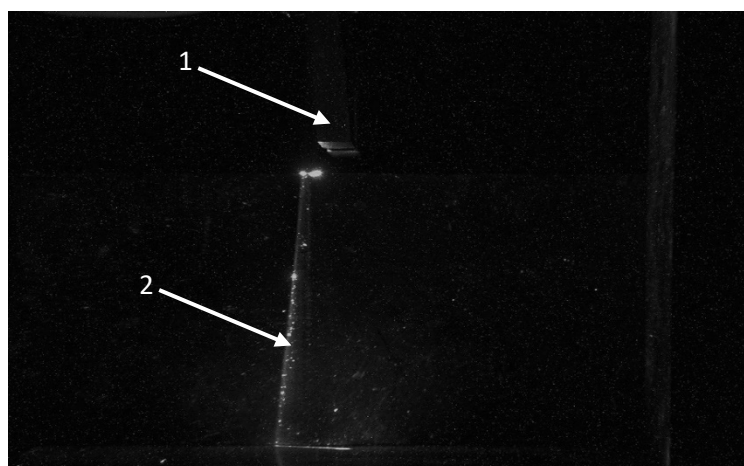


Рисунок 4. Фотография отклонения электронного пучка в локальном магнитном поле:

1 – магнитные наконечники; 2 – электронный луч, отклоненный в магнитном поле

По характерному следу электронного пучка на мишени далее был определен угол отклонения от оси электронно-лучевой пушки; он составил примерно  $13^\circ$ . По расчетным данным угол отклонения составлял  $11^\circ$ .

### Заключение

Полученные результаты испытания магнитной отклоняющей системы имеют хорошую повторяемость. Графики распределения магнитной индукции в зазоре имеют подобный вид. Данные, полученные экспериментально, несколько больше расчетных. Данный факт можно объяснить наличием не учтенных при расчете параметров, таких как внешнее магнитное поле и особенности строения материала.

Экспериментально полученное значение угла наклона электронного пучка соответствует расчетному значению. Так как магнитная отклоняющая система предназначена для работы в узком зазоре величиной порядка 6 мм, то полученных значений наклона достаточно для осуществления технологического процесса в соответствии со схемой, представленной на рисунке 1.

### Благодарности

The research was carried out in National Research University «Moscow Power Engineering Institute» with the financial support of the Russian Science Foundation (project No. 18-19-00652).

### Литература

1. *Chulkov, I.S., Goncharov, A.L., Sliva, A.P.* Mathematical modeling of electron beam deflection for welding in narrow gap/ Journal of Physics: Conference Series 9. Сер. "9th International Conference on Beam Technologies and Laser Application, BTLA 2018" 2018.
2. *Weiland T.* A discretization method for the solution of Maxwell's equations for six-component fields: Electronics and Communication, (AEÜ), Vol. 31, pp. 116-120, 1977.
3. *Назаренко О.К., Кайдалов А.А. Ковбасенко С.Н. [и др.]* Электронно-лучевая Сварка. Под ред. Б.Е. Патона. – Киев: Наукова Думка, 1987. – 256 с.
4. *Зуев И.В.* Обработка материалов концентрированными потоками энергии. М.: Изд-во МЭИ, 1998. – 162 с.
5. *Дровосеков А.В., Вервейко Д.С.* Исключение корневых дефектов при ЭЛС корпусных узлов изделий РКТ из алюминиевых сплавов / Актуальные проблемы авиации и космонавтики. Т. 1, № 14. 2018. С. 429-431.
6. *Боровик В.М., Фролов О.В., Шубин Ф.В.* Оплавление внутренней поверхности цилиндрических образцов отклоненным пучком / Материалы XI всесоюзная научно-техническая конференция по электронно-лучевой сварке (г. Николаев, 1-3 окт. 1991 г.). Судостроение, 1991. С. 13-15.
7. *Григорьев Г.В., Касицын А.Н., Слива А.П.* Применение электронного луча, отраженного электростатическим полем, в технологических целях / Международная конференция «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии». МЭИ (Москва), 2015, 374-387 с.
8. *Щербаков А.В., Гончаров А.Л., Чадова И.И.* Методы определения параметров технологических режимов при электронно-лучевой сварке тонкостенных изделий / Вестник МЭИ, Национальный Исследовательский Университет "МЭИ" (Москва). № 2, 2012. С. 85-90.
9. *Goncharov A.L., Dragunov V.K., Shcherbakov A.V., Portnov M.A., Chulkov I.S.* A technique to determine processing parameters of electron beams in welding electron guns / Russian Electrical Engineering. Т. 86, № 10. 2015. С. 594- 597.

10. Scherbakov A V, Rodyakina R V, Kozhechenko A S, Gaponova D A, Goncharov A L and Dragunov V K 2017 *Let. to the J. of Tech. Phys.* **43(21)** pp 10–5

11. *Novokreshchenov V.V., Rodyakina R.V., Karimbekov M.A.* Physical and Technological Features of Formation of Large Thickness Welded Joints in Electron-Beam Welding. *Solid State Phenomena*. 2017. Vol. 265. P. 237-245.

12. *Shcherbakov A.V., Martynov V.N., Kharitonov I.A., Gaponova D.A., Rodyakina R.V., Dragunov V.K.* Control of Electron-Beam Surfacing-Process Parameters Using Current Signals of the Wire and Article. *Russian Electrical Engineering*. 2018. Vol. 89. Issue 4. Pp. 249–254.

13. *Гончаров А.Л., Слива А.П., Терентьев Е.В., Портнов М.А., Чулков И.С.* Методика определения технологических параметров электронных пучков в сварочных электронных пушках / *Electrotechnica&Electronika "E+E"*. Eleventh International Conference on Electron Beam Technologies 8-12 June 2014, Varna, Bulgaria.

### **Раздел 3.**

## **Аддитивные технологии и их применение**

## Challenges in Path Planning of High Energy Density Beams for Additive Manufacturing

Karunakaran, K.P.<sup>1</sup>, Seema Negi<sup>1</sup>, Athul Nambolan<sup>1</sup>, Ashik Patel<sup>1</sup>, Yogesh Patil<sup>1</sup>, Milan Pandya<sup>1</sup>, Sajan Kapil<sup>2</sup>, Dmitriy Trushnikov<sup>3</sup>, Michael Sealy<sup>4</sup> and Alain Bernard<sup>5</sup>

<sup>1</sup>Indian Institute of Technology Bombay, India

<sup>2</sup>Indian Institute of Technology Guwahati, India

<sup>3</sup>Perm National Research Polytechnic University, Russia

<sup>4</sup>University of Nebraska-Lincoln, USA

<sup>5</sup>Ecole Centrale de Nantes, France

[karuna@iitb.ac.in](mailto:karuna@iitb.ac.in)

**Abstract.** As there are no cutting forces in *High Energy Density (HED)* beams like lasers and *Electron Beam (EB)*, their speeds are limited only by their positioning systems. On the other hand, as the entire matrix of the 3D printed part has to be addressed by the thin beam in multiple passes in multiple layers, they have to travel several kilometres in tiny motions. Therefore, the acceleration of the motion system becomes the limiting factor than velocity or precision. The authors have proposed an area-filling strategy for EB to fill the layer with optimal squares to exploit analog and hardware computing. 3D printing requires *uniform intensity* slanged as *flat hat* shape whereas the default is *Gaussian*. The authors have proposed an optimal algorithm that takes into account the maximum velocity and acceleration for achieving flat hat without any compromise on productivity.

**Keywords:** Additive Manufacturing (AM), Electron Beam (EB), Laser, Galvanometers, Deflection Coils, Linear Motors, Flat Hat Shape.

### 1. Introduction

In milling, the cutter and work piece are always in contact to cause separation of material using forces (Figure 1a). So, friction at the tool-work piece interface limits the traversal speeds. Usually these are not greater than 3 m/min (0.05 m/s). Despite these low speeds, productivity is high as the milling cutters are large. On the other hand, *High Energy Density (HED)* beams like laser and *Electron Beam (EB)* do material removal by energy transfer [1-2]. As they have no physical contact with the work piece, friction and other forces are absent (Figure 1 b&c). Therefore, they can move at extremely high speeds limited only by their positioning systems. On the other hand, HED beams are used in focused condition to have adequate energy density and hence have very low diameter. Therefore, they need to make several passes to address any given area. Two broad applications of HED beams are:

- i. Joining, cutting, engraving etc.
- ii. *Additive Manufacturing (AM)*.

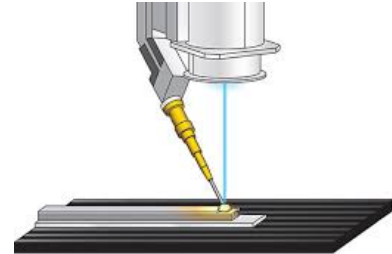
Table 2 summarizes the features of both these applications. While Gaussian energy distribution is favourable for the first group of applications, AM will require a uniform or *flat hat* shape as area-filling is essentially akin to paint-brushing (See Figure 2). While laser can achieve flat hat beam characteristic (i) optically or (ii) through oscillation, this is achievable only through oscillation in EB [1-4].



(a) Contact tool in CNC machining



(b) Laser cutting



(c) Electron Beam cladding

Non-Contact tools: HED beams

Figure 1 –Contact and Non-Contact Tools in Manufacturing

**Table 1**

Comparison of Contact and Non-Contact Tools in Manufacturing

Feature	Manufacturing Using	
	Cutters	HED Beams
Physical contact and transfer of forces	Present	Absent
Speed of interaction	Extremely low	Extremely high
Diameter at interaction	Extremely high	Extremely low

**Table 2**

Comparison of the Two Broad Applications of the HED Beams in Manufacturing

Feature	Joining/ Cutting/ Engraving	Additive Manufacturing (AM)
Length of travel	Only contouring. So, short lengths.	Contouring as well as area filling. So, very long paths.
Number of passes of sintering/ Melting	Usually single pass.	Multiple passes to gradual & uniform heating to minimize the residual stresses and warpages.
Motion accuracy	Low (0.080 to 0.100 mm will do)	
Speed of travel	Very less to allow sufficient time for melting – of the order of 1,000 to 5,000 mm/min (0.017-0.085 m/s).	Extremely high – 20 m/s possible for lasers using galvanometer; 10,000 m/s for EB using deflection coils.
Acceleration of travel	It can be very low – as a low as 5 m/s <sup>2</sup> will do.	It has to be extremely high due to short rasters.
Beam profile	Gaussian	Flat hat (uniform)

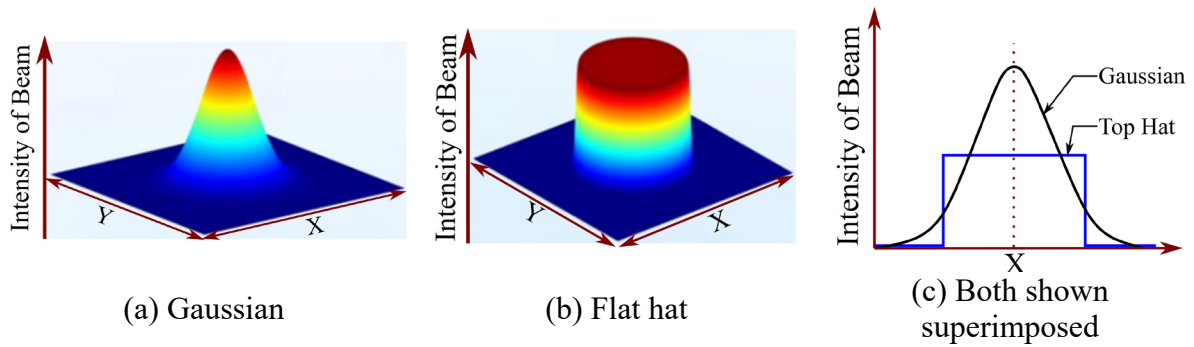


Figure 2 – Gaussian and Flat Hat Shapes of the HED Beams

The build time in any 3D printing process using HED beam will be proportional to its volume. The part is built from thousands of slices. The regions in each slice defined by loops will have to be filled by moving the thin beam along millions of segments of sizes varying from fraction of a millimetre to a few hundred millimetres. Furthermore, these motions may be straight lines (along X or Y or at any arbitrary orientation) or curvilinear.

In summary, the thin HED beam in AM, capable of extremely high speeds and accelerations, has to be moved quickly along kilometres of distances constituted by short/long and straight/curvilinear segments. In order to achieve this, the following aspects deserve serious attention:

- i. Motion system
- ii. Path planning algorithm
- iii. Scanning patterns and direction
- iv. On/off switching of the beam
- v. Beam shape
- vi. Preference of hardware and analog systems to digital systems.

**Table 3**

Comparison of Popular Motion Systems

Motion System	surface of Focus	Spot Size	Repeat-ability	Velo-city	Accele-ration	Application
Rotary motor with Belt & pulley	Flat	Cir-cular	±25µm	10 m/s	0.5g	All. • For lasers, lens can be moved. • For EB, only table can be moved.
Rotary motor with Leadscrew & nut			±15µm	2 m/s	0.5g	
Linear motors			±5µm	7 m/s	30-100g	
galvanometers	Spherica l	Oval	±15µm	10 m/s	> 5000g	Only for lasers
Deflection coils			±15µm	> 10 <sup>4</sup> m/s	> 10 <sup>4</sup> g	Only for EB

**Note:** The values are only representative for the purpose of qualitative comparison.  $1\text{ g} = 10\text{ m/s}^2$  approx.

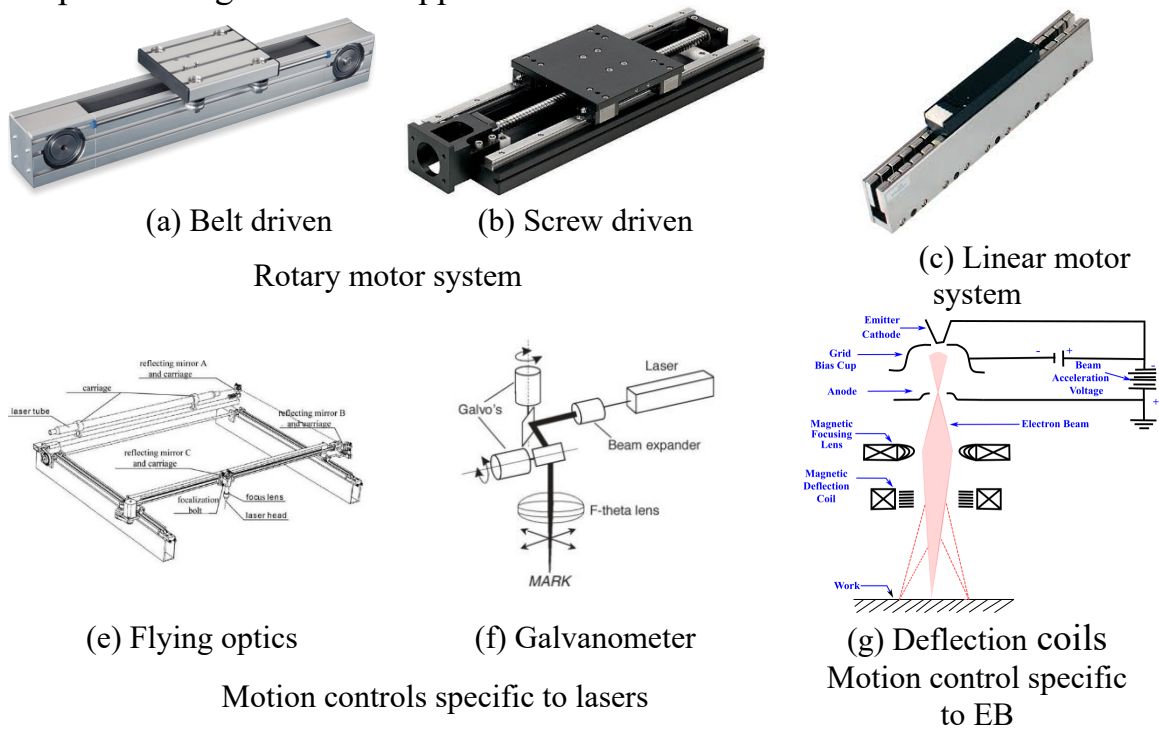


Figure 3 – Popular Motion Systems

## 2. Motion Systems

Various possible motion systems are illustrated in Figure 3. Their performances are compared in Table 3. Consider a 20 mm cube to be built by a beam of 0.5 mm diameter in layers of 0.25mm. Assuming 75% stepover of beam in consecutive passes, the total length of motion will be  $\frac{20}{0.25}$  layers x 20mm x  $\frac{20}{0.5 \cdot 0.75}$  passes = 85,333mm. Assuming a speed of 2m/s for a motion system using leadscrew, this can be made in about 43 seconds. But, this is under the assumption that the velocity is constantly at 2m/s. This is not possible in reality as the motor has to ramp up from rest to reach the maximum speed, cruise at that speed and then ramp down to rest again in each of the 20mm segments. Therefore, for an acceleration of  $5\text{m/s}^2$ , the maximum speed will never be reached; it will be only  $\sqrt{2 * 5 * 0.010} = 0.31623\text{ m/s}$ . So, the average speed will be half of this, i.e., 0.15811 m/s. So, although the maximum velocity is 2 m/s, because of the low acceleration, the average velocity is only 0.15811 m/s. Therefore, building will take  $\frac{85.333}{0.15811} = 550$  seconds instead of just 43 seconds. In order to keep the focus on motion analysis, we choose to ignore here the inter-layer overhead time for table movement, material spreading etc. which are substantial (10 seconds to 1 minute per layer). Since the motions will be often as small as 1mm, acceleration of the motion system becomes the most important parameters in 3D printing. Since 3D printing has two inherent errors due to (a) stair-step way of growing and (b) support removal, a repeatability of about



0.04mm is good enough. Maximum velocity of even 2m/s is adequate as long as it is achievable. As is seen from Table 3, maximum velocities of all the motion systems listed are adequate. Therefore, the selection of the motion system in 3D printing using HED beam is exclusively dictated by its acceleration.

Manufacturing requires relative motion which can be achieved either by moving the tool or the work piece on the table. Table movement is usually through rotary motor and hence will be slower. Therefore, it is desirable to move the HED beam wherever possible.

## 2.1 Motion System for Lasers

Due to the low inertia of the tiny oscillating mirrors, the galvanometer is able to deflect the beam at extremely high speeds and accelerations. As illustrated in Figure 3 and Table 3, galvanometer is the best in terms of accelerations – over 5000g, which is about 100 times that of linear motors. But linear motors have accelerations higher by 50 times existing rotary motor systems. Therefore, they are good compromise between galvanometers and rotary motors. We prefer linear motors to galvanometers because:

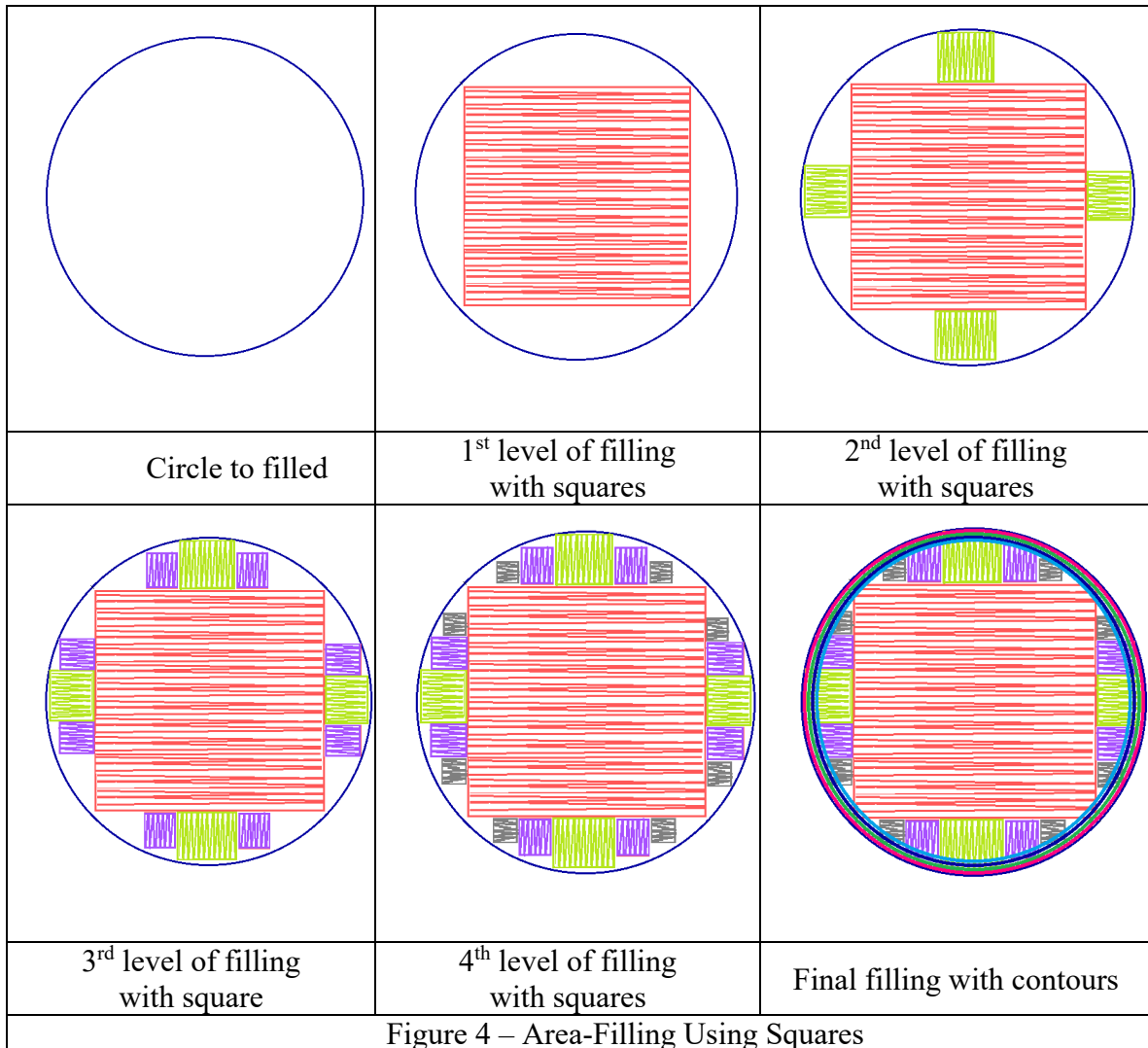
- Galvanometers are affordable only upto 1.5kW power which is well below future requirements in 3D printing of over 4kW power; efficient path planning algorithm is able to distribute uniformly the enormous heat without warpages.
- Galvanometers suffer spot geometry variations in size and shape (circle to ovality) at different (x, y) locations; correcting these errors optically is difficult and expensive.
- Galvanometers are more expensive than linear motors today.

## 2.2 Motion System for EB

As the deflection of EB is achieved by controlling the current flow in the coils, it is totally free from mechanical inertia [1]. Assume an EB of 1mm diameter at a height of 500mm from the current layer. It is possible to oscillate the beam over a range of  $\pm 30^\circ$  at a frequency of 10 kHz. So, its scanning speed can be as high as  $\frac{\pi}{3} * 0.5m * 2 * 10kHz \approx 10,000$  m/s. Its acceleration too can be much greater than  $10,000$  m/s<sup>2</sup>. These values are 1,000 times that of laser!

While EB can be deflected at such phenomenal speeds, other related things too should match to exploit it. If we try to run EB along a boundary or fill it with raster lines, the digital computation of CNC and its interpolators comes into picture. These digital computations takes much higher time compared to the time scales that EB take to cover few millimetres. Therefore, we should replace digital computing by analog and hardware. So, the traditional area-filling strategies like *direction-parallel*, *contour-parallel*, *space filling curves*, *traveling sales man algorithm* etc. will not work for EB. Instead, the region should be divided into squares (or rectangles) of different sizes. Each

square ( $x_c$ ,  $y_c$ ,  $s$ ) shall be scanned using an analog circuit that generates appropriate saw tooth waves for X and Y coils and their biases to fill it. Finally, the contour itself may be offset by the required number of times to fill the rest of the area. Figure 4 demonstrates this area-filling concept for a circular region. Each square being filled in a saw tooth form is illustrated.



### 2.3 HED Beam On/Off

The on/off switching time of HED beam is slow compared to the beam deflection speed. So, instant on/off do not happen resulting in huge profile errors in area-fill. Therefore, we propose to switch on EB in the beginning of a layer and switch it off only after the entire layer is over. We implemented this for laser in sand 3D printing and found it satisfactory.

### 2.4 Scanning Path and Directions for HED Beam

Any CNC interpolation takes time. Hence, even when the same speed is fed through program, the results produced on the work piece will be very different. This was very evident in the experiments carried out on thin sheet

metal processing using lasers. As shown in Figure 5, while scanning over the diagonal of the rectangle, speed of laser becomes less due to interpolation resulting in more heat input compared to sides of rectangle. Even though appropriate offsets in speed during path generation can produce desired results, that leads to compromise over the utilisation of speed we can achieve with HED beams. Furthermore, curvilinear motions of contour-parallel area-filling pattern suffer centrifugal forces in addition to higher computing time. Therefore, we use rasters along X and Y in alternate layers.

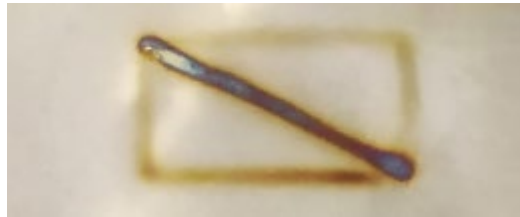


Figure 5 – Effect of CNC Interpolation on Laser Processing of Thin Sheets

## 2.5 Segmentation of Path of HED Beam

The aspect ratio is the highest in 3D printing as compared to many manufacturing processes as building happens in thin layers. This results in warpages and residual stresses. Therefore, we have developed an algorithm that will segment the tool path into segments of certain fixed length, say 200mm; each segment is picked randomly and scanned. Thus, the heat input will be more uniform resulting in minimum residual stresses and warpages. Figure 6 demonstrates the segmented approach of area filling.

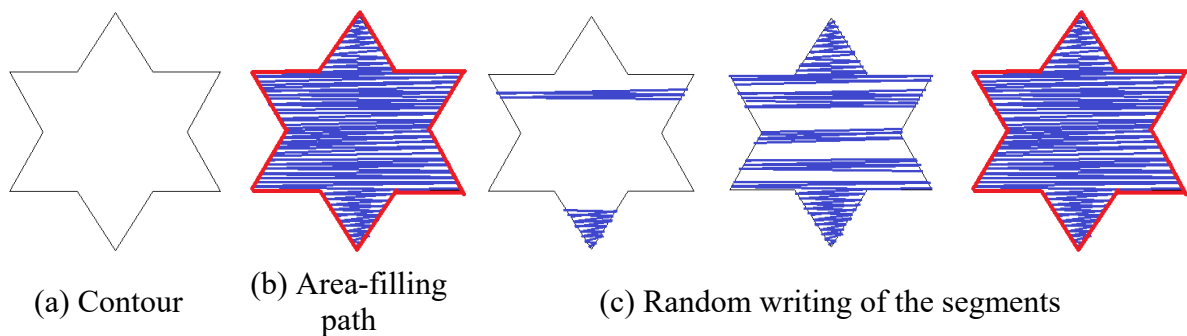


Figure 6 – Random Segmentation of Area-Filling Motions to Achieve Uniform Heat Distribution

## 3. Path Planning to Achieve Flat Hat Beam Profile and Minimize Build Time

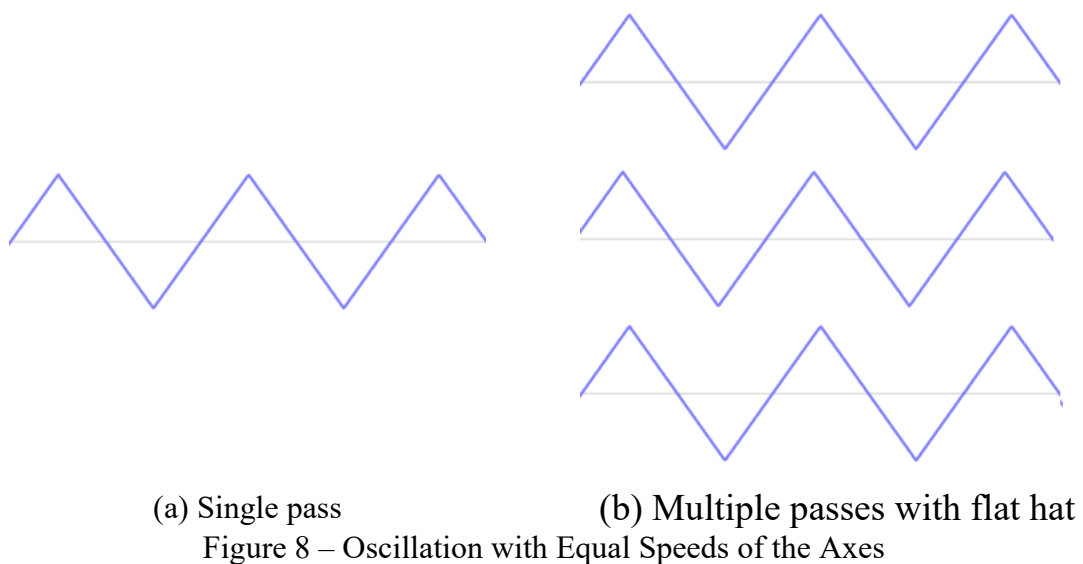
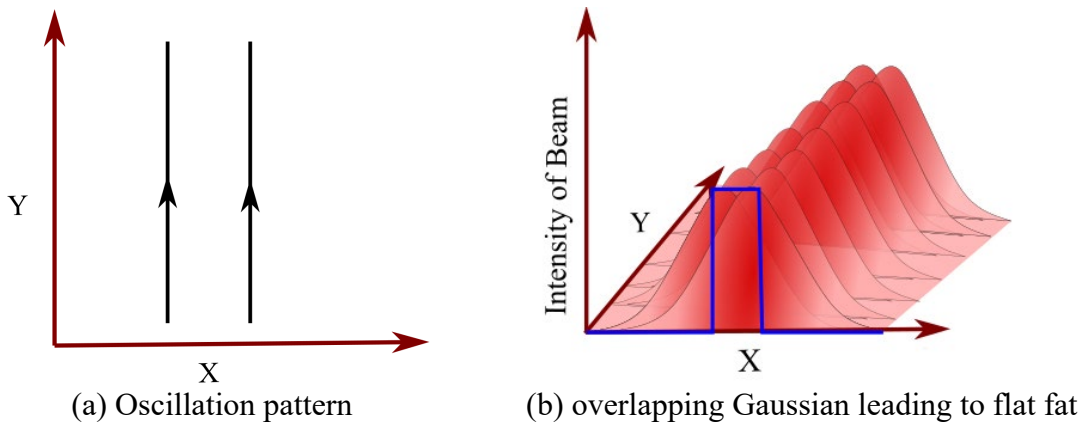
Although the concepts of this section is generic, the discussions here are in the context of laser beam positioning using flying optics driven by linear motors. The following are the two goals here:

- i. Flat hat beam profile

ii. Minimization of scanning time.

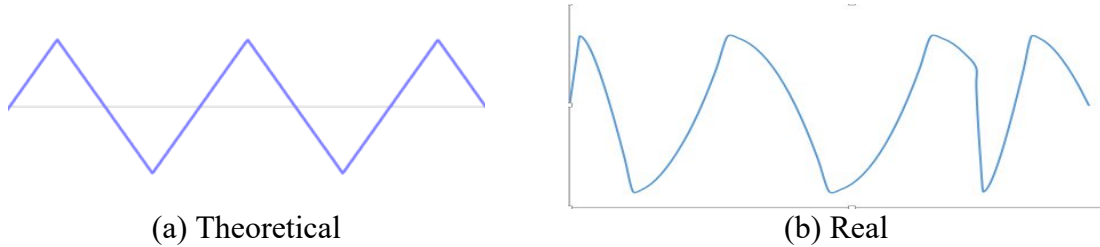
Flat hat profile is achieved in lasers optically using beam homogenizer. Another simpler way is to oscillate the beam in the transverse direction as shown in Figure 7a, which leads to consecutive Gaussian forms overlapping as in Figure 7b. As we move either on X or Y during area-filling, oscillation can be done along the other direction. The velocity of both the motors can be chosen such that about 75% stepover of the consecutive Gaussian forms will happen which is a reasonable approximation of flat hat.

However, this will mean that the motor in the oscillating direction (Y here) will be used more efficiently compared to that of the travelling direction (X here). We are keen to exploit both motors in the highest possible speeds so that the build time will be less and at the same time, the consecutive Gaussians will overlap to give flat hat beam.



When both axes are moved at maximum possible equal speeds, then, the result will be a triangular wave with 45° angle as shown in Figure 8a. Instead of

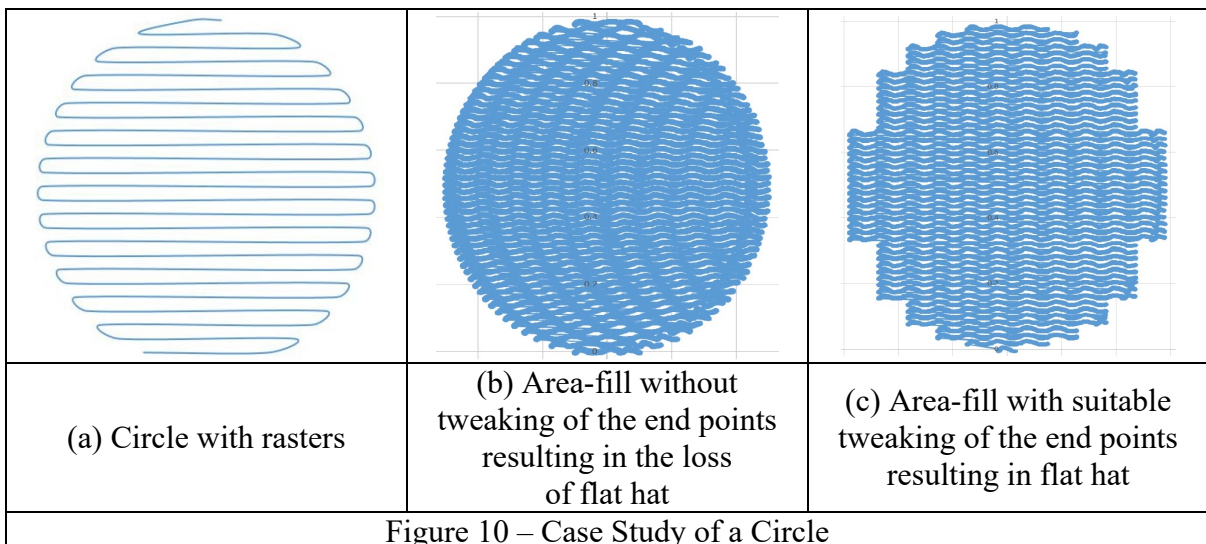
getting Gaussians overlapped between the consecutive oscillations as shown in Figure 7b, we shall tweak the starting and ending points of the area-fill raster so that the triangular waveforms of the consecutive passes match as shown in Figure 8b. This would achieve the required flat hat without any compromise on the build rate.



(a) Theoretical  
 (b) Real  
 Figure 9 – Oscillation with Equal Speeds of the Axes – Theoretical and Real Paths

The path shown in Figure 8a and 9a are theoretical assuming same velocity for X and Y. However, their velocities may not be equal always. Furthermore, as the oscillation amplitude is less, the maximum attainable speed in Y axis will be less than X-axis. Thus, the real path will be distorted as shown in Figure 9b.

This was tested in a case study presented in Figure 10 for a circle. Its rasters are shown in Figure 10a. When we used the exact points of the raster, the waves do not match as shown in Figure 10b and thus flat hat was lost. However, after appropriate tweaking of the end points, the waves matched as shown in Figure 8c. Note that the end points now fall in a grid of the working envelope. Therefore, the area-filling is less complete. However, this can be handled by adding more contouring passes similar to the approach adopted in the square-based area-filling proposed for EB (see Figure 4f).



CAM packages are mostly geometric processors and rarely take into account the kinematics and dynamics of the process. In the 3D printing

processes using any HED beam, we need to incorporate these parameters, viz., the maximum velocity and acceleration, during path planning.

### Conclusions

The manufacturing speed in machining is limited by friction but it is limited by only the positioning system in 3D printers using HED beam as there are no forces. As there are millions of tiny motions, the acceleration becomes the limiting factor than velocity or precision. The importance of flat hat beam for 3D printing was demonstrated. In order to achieve flat hat beam without any compromise on productivity, two path planning algorithms were proposed, one each specific to EB and laser, the former exploiting analog and hardware computing and the latter taking into account the maximum velocity and acceleration of the motion system.

### References

1. *Schultz, H.* (1993). *Electron beam welding* (Vol. 93). Woodhead Publishing.
2. *Steen, W. M., & Mazumder, J.* (2010). *Laser material processing*. Springer science & business media.
3. *Gedicke, J., Olowinsky, A., Artal, J., & Gillner, A.* (2007, October). Influence of temporal and spatial laser power modulation on melt pool dynamics. In *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics* (Vol. 2007, No. 1, p. 1502). LIA.
4. *Thiel, C., Hess, A., Weber, R., & Graf, T.* (2012, May). Stabilization of laser welding processes by means of beam oscillation. In *Laser Sources and Applications* (Vol. 8433, p. 84330V). International Society for Optics and Photonics.
5. *Luo, X., Li, J., & Lucas, M.* (2017, February). Galvanometer scanning technology for laser additive manufacturing. In *Laser 3D Manufacturing IV* (Vol. 10095, p. 1009512). International Society for Optics and Photonics.

УДК 621.01

## Особенности получения тонкостенных структур из нержавеющей стали методом коаксиального лазерного плавления

Мианджи Захра, А.А. Холопов, А.И. Мисюров, М.А. Мельникова  
МГТУ им. Н.Э. Баумана  
[mianji@bk.ru](mailto:mianji@bk.ru)

**Аннотация.** В данной работе рассмотрены особенности получения тонкостенных структур из нержавеющей стали методом коаксиального лазерного плавления. Внимание уделялось влиянию параметров процесса на получение стенки минимальной толщины. Кроме того, исследовались способы снижения шероховатости боковых поверхностей получаемых стенок. Рассмотрены вопросы оптимизации параметров процесса, выбора стратегии сканирования, а также применения лазерного переплава валиков для повышения геометрического качества выращиваемых структур.

**Ключевые слова:** аддитивные технологии, лазер, тонкостенные структуры, коаксиальное лазерное плавление

**Abstract.** This paper considers the features of obtaining thin-walled structures of stainless steel by the method of coaxial laser melting. Attention was paid to the influence of process parameters for achieve walls with minimum thickness. On the other hand, investigated ways to reduce the roughness of the side surfaces of the resulting walls. The issues of optimizing process parameters are considered, selecting a scanning strategy and the use of laser remelting of rollers to increase the geometric quality of the grown structures.

**Key words:** additive technology, laser, thin-walled structures, coaxial laser melting

### Введение

Аддитивные технологии являются одним из самых перспективных направлений развития современной техники. Суть данного подхода заключается в прямом выращивании, синтезе объекта из трёхмерной компьютерной модели. С помощью аддитивных технологий появляется возможность создавать новые материалы, восстанавливать изношенные детали, выращивать изделия сложной конфигурации.

Применение лазеров в аддитивных технологиях обусловлено уникальными характеристиками излучения, которые позволяют воздействовать и сплавлять практически любые материалы, независимо от их свойств и особенностей [1]. При этом лазерные аддитивные технологии являются экономически выгодными за счёт уменьшения времени обработки и материальных затрат [2].

Среди лазерных аддитивных технологий выделяют два типа технологий:

– селективное лазерное плавление, где лазер воздействует выборочно на заданную часть слоя порошка; отличается высокой точностью и низкой производительностью;

– прямое лазерное выращивание (или коаксиальное лазерное плавление – КЛП), где наплавка происходит за счёт совместной подачи порошка и излучения.

Последний процесс характеризуется высокой производительностью, но достаточно сложной отработкой стратегий для достижения высокой точности изделий.

Технология КЛП, как правило, имеет наибольшее распространение в области восстановления деталей, а также выращивания крупногабаритных изделий сложной конфигурации. В настоящее время, помимо характерных способов восстановления деталей методом лазерной наплавки, одним из новых направлений является выращивание тонкостенных объектов. Сложность данного направления обусловлена техническими ограничениями в достижении комбинаций параметров: тонких равномерных потоков порошка с требуемым расходом, минимизации экранировки излучения боковыми частями потока порошка, достаточная защита зоны сплавления. Помимо отработки параметров процесса необходимо добиваться стабильности получаемых заготовок, а также проводить различные механические испытания.

Процесс прямого лазерного выращивания делится на два типа: с коаксиальной подачей порошка и с боковой подачей порошка. Технологии коаксиальной подачи порошка для обработки деталей характеризуется большей точностью в сравнении с боковой подачей порошка [3] за счёт возможности получения тонкого газопылевого потока и диаметра пятна до 0,3 мм диаметра пятна. Такие параметры обуславливают возможность создания тонкостенных деталей с минимальным тепловым воздействием и высоким качеством наплавленного слоя. К возможностям КЛП можно отнести [4]:

– существенное сокращение времени изготовления и себестоимости при единичном и мелкосерийном производстве;

– сокращение потерь материала при механической обработке;

– возможность изготовления объектов высокой сложности геометрии;

– возможность изготовления объектов из нескольких материалов.

Целью данного исследования является анализ параметров выращивания для выявления особенностей формирования ширины стенки для тонкостенных деталей, а также уменьшения шероховатости изделия. Для этого необходимо решить следующие задачи: выявить зависимость влияния погонной энергии и расхода порошка на ширину стенок, выявить параметры необходимого режима обработки, качественно оценить шероховатость получаемой стенки.



## Материалы и оборудование

В КЛП наиболее часто применяются металлические порошковые материалы. Наиболее распространённым и удобным материалов является нержавеющая сталь 316L. В данной работе применялся порошок, размером 63-120 мкм.

Выращивание производилось на уникальном комплексе КЛП-400, разработанном на базе МГТУ им. Н.Э. Баумана. В комплексе КЛП-400 (рисунок 1) используется пятиосевая схема, состоящая из 3-х линейных координат и 2-х вращательных координат. На этой установке используется волоконный лазер мощностью до 3 кВт с длиной волны излучения 1,07 мкм.



Рисунок 1 – Внешний вид установки КЛП-400

Можно выделить несколько этапов работы при работе с КЛП-400:

- создание компьютерной модели, которая учитывает стратегии и особенности выращивания;
- конвертирование модели в необходимый формат с целью программирования лазерного комплекса на заданные параметры изготовления изделий;
- установка необходимых параметров обработки: мощности, скорости, расхода порошка и т.п.;
- подготовка порошка и подложки из нужных материалов;
- выращивание изделия.

### Экспериментальная часть

В ходе исследований был проведён ряд экспериментов, направленный на изучение особенностей формирования валиков по ширине в зависимости от погонной энергии и расхода порошка. Вид единичного валика представлен на рисунке 2. Стенки получались путём сплавления 30 валиков один за другим.

На рисунке 3 представлена зависимость влияния расхода порошка на ширину стенок при различных значениях погонной энергии. Для всех значений погонной энергии можно отметить рост ширины стенок при расходах порошка больших 9 г/мин. Для погонной энергии 212 Дж/см отмечается изменение характера кривой и уменьшение абсолютных значений ширины валика. Такие изменения связаны с недостаточным энерговкладом для полного сплавления с нижним слоем и переплавления подаваемого порошка.

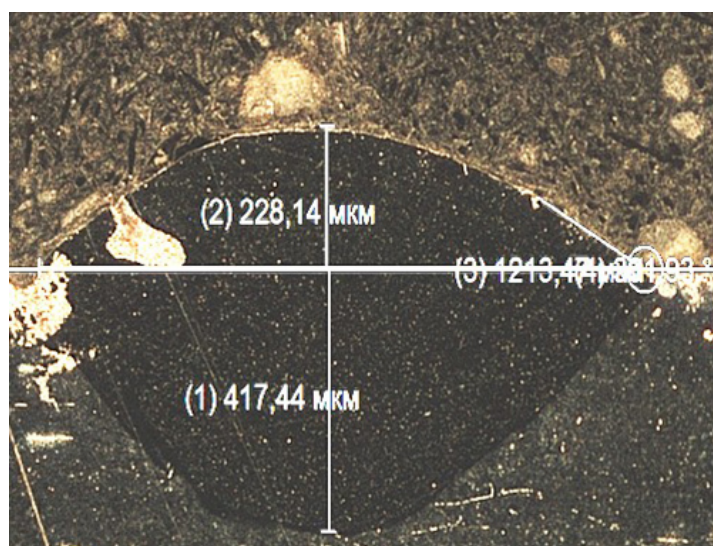


Рисунок 2 – Вид единичного наплавленного валика

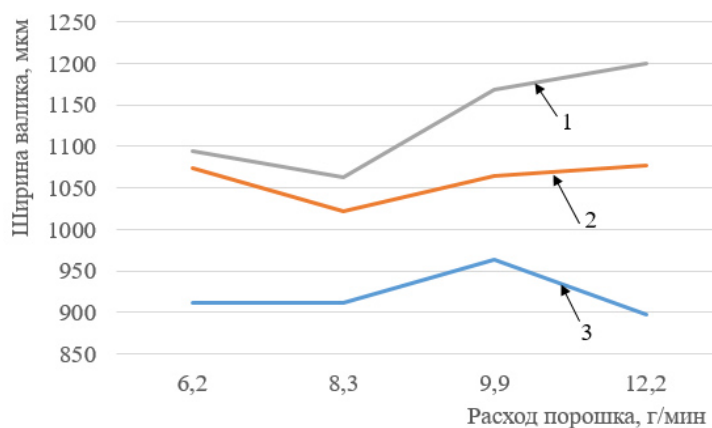


Рисунок 3 – Влияние расхода порошка на ширину валика на установке КЛП-400: 1 – Погонная энергия 275 Дж/см; 2 – Погонная энергия 255 Дж/см; 3 – Погонная энергия 212 Дж/см

При анализе влияния скорости выращивания на ширину валика было установлено, что существует некий диапазон, в котором происходит уменьшение ширины валика, что, по-видимому, связано с оптимальным соотношением мощности и расхода порошка. Данные условия являются наиболее предпочтительными в рассматриваемых диапазонах режимов.

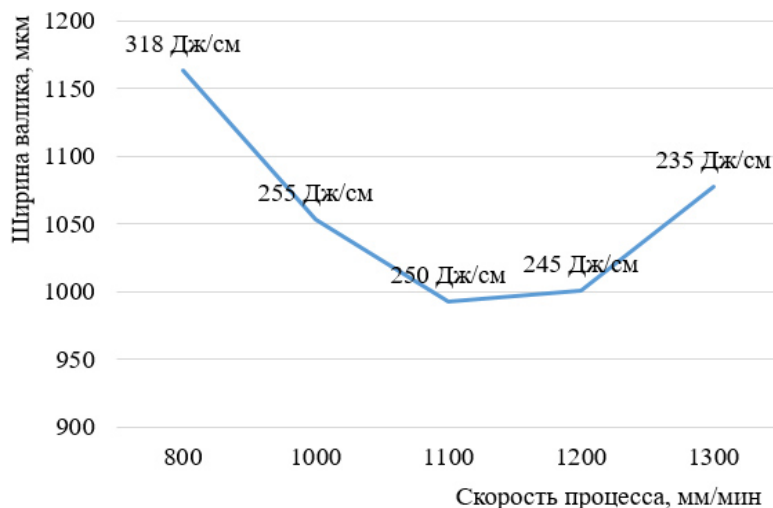


Рисунок 4 – Влияние скорости процесса на ширину валика

При большом расходе не хватает мощности для полного переплавления, и лишний порошок экранирует излучение на «хвостах» распределения. Однако более резкий наклон кривой позволяет предполагать, что при больших мощностях при данном расходе порошка (12,2 г/мин) будут получены более широки стенки.

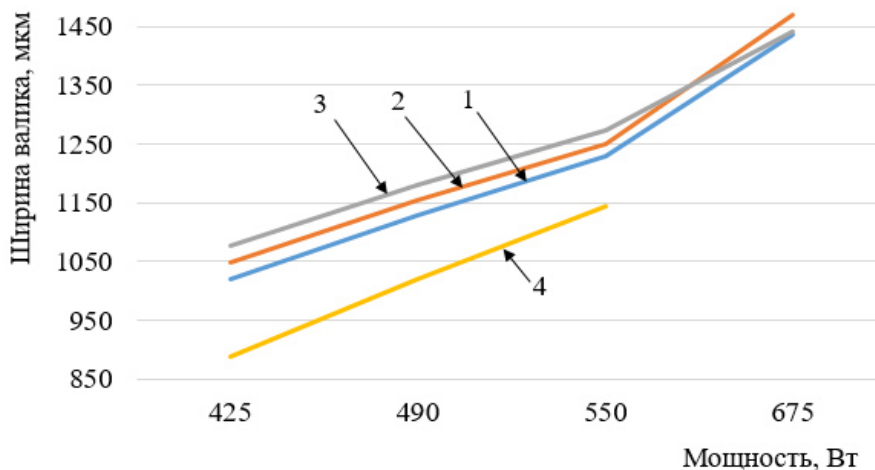


Рисунок 1 – Влияние мощности на ширину валика:

- 1 – Расход порошка 6,2 г/мин; 2 – Расход порошка 8,3 г/мин;
- 3 – Расход порошка 9,9 г/мин; 4 – Расход порошка 12,2 г/мин

Для всех режимов, показанных на рисунках 3,4 и 5 использовалась однонаправленная стратегия выращивания (стратегия 1 на рисунке 6), когда каждый следующий валик накладывался в том же направлении, что и предыдущий. Аналогичные исследования были проведены для переменной стратегии (стратегия 2 на рисунке 6), когда направления укладки валиков чередовались. Полные результаты для обеих стратегий показаны на рисунке 6.

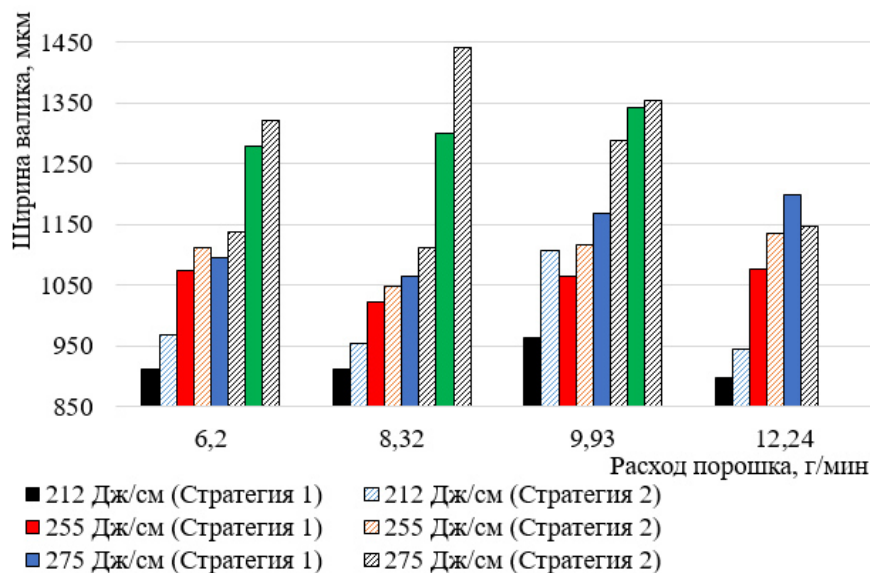


Рисунок 6 – Сравнение стратегий обработки

Внешний вид получаемых стенок показан на рисунке 7. Для показанных режимов характерны малые значения ширины стенок, но видно, что стенки на рисунках 7, б и 7, в (расход порошка 12,24 г/мин) более грубые, чем на рисунке 7, а (6,2 г/мин, 425 Вт и 1200 м/мин), хотя производительность последнего режима явно меньше.

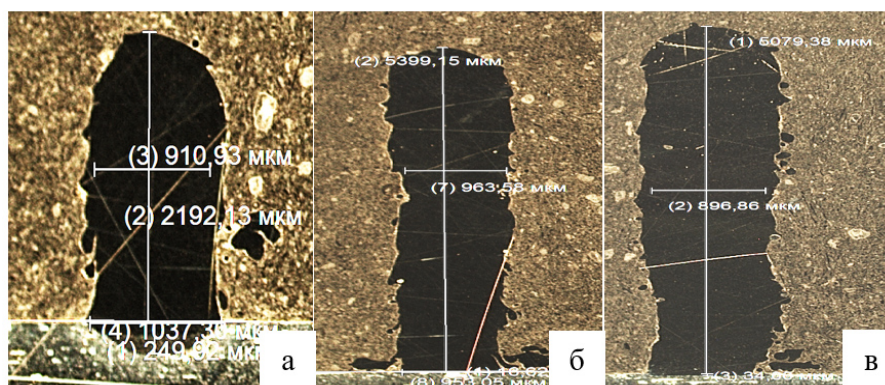


Рисунок 7 – Внешний вид стенок, выращенных методом КЛП, при различных режимах: а – расход порошка 6,2 г/мин, скорость 1200 м/мин; б – расход порошка 12,2 г/мин, скорость 1100 м/мин; в – расход порошка 12,2 г/мин, скорость 1200 м/мин;

Качество стенок может быть повышено постобработкой каждого валика лазерным излучением без порошка (лазерное выглаживание). Как видно на рисунке 8, на части внешней боковой поверхности шероховатость снижается при переплавлении лазерным лучом каждого слоя без использования порошка.

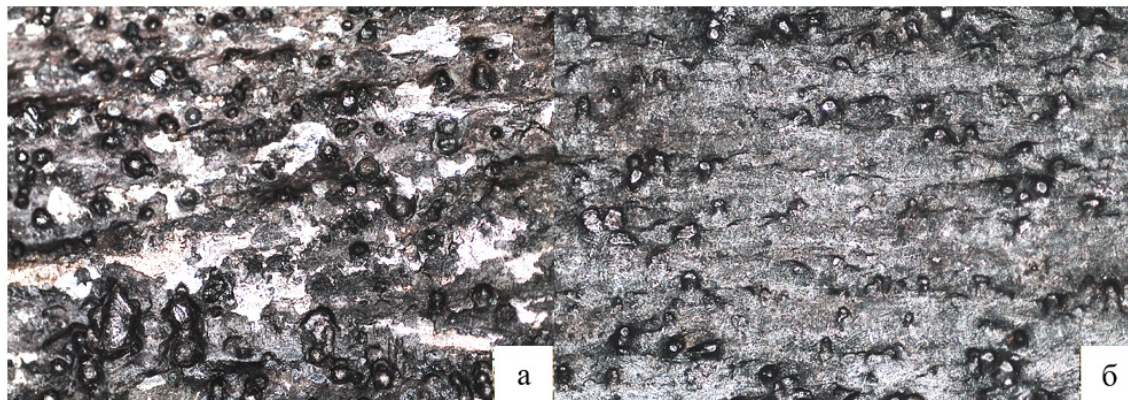


Рисунок 8 – Изображение поверхности полученных тонких стенок без (а) и с лазерным оплавлением (б) каждого валика

### Результаты и обсуждение

В данной работе изучались подходы к получению тонкостенных конструкций методом КЛП и совместное влияние нескольких параметров процесса. Были изучены влияния мощности излучения, скорости процесса, расхода порошка на толщины стенок. Минимальные для использованной установки стенки получались при разных сочетаниях параметров. Кроме того, были отработаны две стратегии выращивания: однонаправленная укладка валиков и укладка с чередованием направлений. В конце была проведена оценка качества поверхности полученных стенок и опробован способ его повышения.

Исследования, проведенные в данной работе, показали, что получение тонкостенных конструкций с минимальной шероховатостью методом КЛП требует достижения компромисса нескольких параметров процесса. Задача получения стенки минимальной толщины может быть решена при сравнительно высоких скоростях процесса и расходах порошка. Несмотря на высокую производительность, качество этих стенок было далеко не лучшим. Минимальную погрешность стенок показали режимы со сравнительно низкими расходами порошка (6,2 г/мин), но высота стенки при одинаковом количестве валиков была в 2-4 раза меньше. С другой стороны – можно проводить выглаживание каждого валика после укладки лазерным излучением без порошка. Это существенно снижает грубость стенок, но опять же снижает общую производительность. Металлографические особенности такого подхода также должны быть учтены в дальнейшем.

### **Заключение**

По результатам проведённой работы можно сделать следующие основные выводы:

- наименьшие толщины стенок могут быть получены как с малыми расходами (порядка 6 г/мин) порошка, так и с большими (12 г/мин);
- при низкой производительности получения стенок можно достичь лучшего качества поверхности;
- внедрение в процесс КЛП лазерного выглаживания (полировки) позволяет улучшить качество получаемых тонких стенок.

Полученные результаты могут в дальнейшем послужить для разработки конкурентоспособной технологии получения качественных тонкостенных изделий методом КЛП, что имеет большое значение для производства крупногабаритных изделий, которые не могут быть изготовлены методами сканирования по слою порошка.

### **Литература**

1. Земляков Е.В., Туоминен Я., Поздеева Е.Ю., Туричин Г.А., Комарова Е.А. Формирование поверхностных слоев при лазерной наплавке с использованием мощных волоконных лазеров // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2013. № 1 (166). С. 231-236.
2. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрлов А.И., Третьяков Р.С. Лазерные аддитивные технологии в машиностроении. Москва: МГТУ им. Н.Э.Баумана. 2018. – 280 с.
3. Асютин Р.Д., Самарин П.Е. Экспериментальное исследование газопорошкового потока при лазерной наплавке композиционных покрытий системы Al-SiC // Новые материалы и технологии в машиностроении. 2014. № 19. С. 3-12.
4. Caiazzo F. Laser-aided Directed Metal Deposition of Ni-based superalloy powder // Optics & Laser Technology. 2018. V. 2018. 103. P. 193-198.

## **Possibility of obtaining complex form details using additive surface technology**

S K Kargapol'tsev<sup>1</sup>, A E Balanovsky<sup>2</sup>, V E Gozbenko<sup>1,3</sup>, Yu I Karlina<sup>2</sup>,  
A I Karlina<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Irkutsk State Transport University, 15 Chernyshevsky Street, Irkutsk, 664074, Russia

<sup>2</sup> Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontov Street, Irkutsk, 664074, Russia

<sup>3</sup> Angarsk State Technical University, 60 Chaykovskoy Street, Angarsk, 668535, Russia

E-mail: [fuco.64@mail.ru](mailto:fuco.64@mail.ru)

**Abstract.** The possibilities of using welding in protective gasses with a melting electrode for the manufacture of parts of complex shape are considered. The results of surfacing parts such as square and cylinder are presented.

### **1. Introduction**

Additive technology. (AT) today are a modern and promising method for the production of parts and products of complex configuration [1-12]. They are based not on the “subtraction” of the material, but on its addition, layer-by-layer building up of the material in order to create an object based on an electronic three-dimensional model. These technologies make it possible to use practically the same amount of material during manufacturing that will subsequently remain in the finished part. Thanks to this approach, the utilization rate of the material increases and it becomes possible to produce parts that cannot be obtained by casting or machining. AT is universal, flexible, easily customizable and therefore can be used in most sectors of industrial production. Materials for the manufacture of various parts of machine parts and units can be of various types. These include metallic, ceramic, and polymeric materials, as well as combinations of composite, hybrid, or functionally gradient materials (FGMs). The most interesting and effective technologies for the manufacture of metal products by the method of layer-by-layer application of material as applied to industry are the following: WAAM (GMAW, PAW, CMT), DMD, LBDMD, EBAM. WAAM - Wire Arc Additive Manufacturing) is one of the additive technologies that use wire as a surfacing material [7-12]. Various research groups are working on improving such technologies of wire-arc additive production as metal electrode welding in a gas medium (GMAW), gas-electric welding with a tungsten electrode (GTAW) and plasma arc welding (PAW) [12-19]. GMAW is a type of welding, otherwise called MIG / MAG welding (arc welding with a consumable electrode in an inert gas environment), which

involves the automatic supply of a continuous solid melting electrode in a protective external gas atmosphere.

## **2. Materials and research methods**

The energy source selected for this AT-process is an electric arc with a floating electrode (GTAW), and not a laser or electronic beam, due to a combination of advantages, including low cost, no need for a vacuum chamber (compared to electron beam), the ability to economically apply the process for a very large working volume and a much higher deposition rate. The GTAW process can be combined with industrial welding robots and multi-sensor control systems to achieve high accuracy in arc positioning. The experimental setup includes an industrial current source, a wire feeder, a carbon dioxide cylinder, a work table and a working chamber. In the manufacture of parts of complex shape, the main geometric parameters that must be controlled are the effective wall width and layer height. These sizes are set from the initial parameters of the weld pool and then the rollers are superimposed on each other. In figure 1 shows a fragment of the formation of a cylindrical part.



Figure 1 – Additive technology of semi-automatic CO<sub>2</sub> deposition technology to produce cylinder-shaped parts

In fig. 2 shows a typical surface profile of a complex part in the form of a square made on the basis of GMAW. Part of the weld square was machined. As shown in Fig. 3, the uneven appearance of the deposited surface is observed noticeably in the adjacent layers, due to the layer height of more than 1 mm, during the deposition, many deposited layers. This phenomenon is known as the step effect, which inevitably arises in additive manufacturing. Due to the greater layer height, this effect is more predominant in WAAM compared to the effect of selective laser melting (SLM).



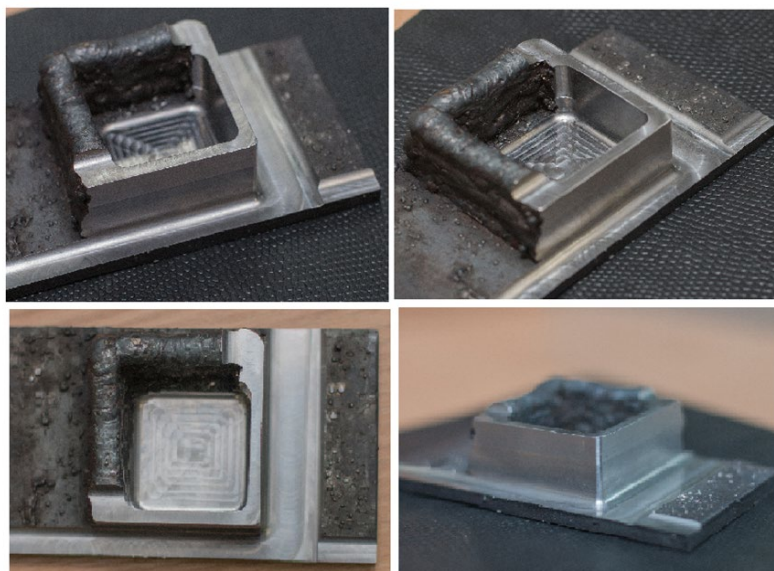


Figure 2 – Additive technology of semi-automatic deposition technology in CO<sub>2</sub> to obtain a square part

In general, the surface quality of the deposited parts has a significant effect on the amount of processed metals in the process of subsequent finishing. A fully dense material is necessary for the manufacture of most parts in order to achieve optimum mechanical strength to meet or exceed service requirements. Full density is achieved by optimizing both process parameters and the trajectory of the welding head to maintain a continuous melt pool. In fig. 3 shows layers consisting of a cellular microstructure. Continuity from layer to layer is maintained by melting and back-melting into previous layers when a new metal layer is added. The depth of reverse melting varies from a fraction of the previous layer to repeated melting through several layers, depending on the selected process parameters. On the whole, during the experiments, a good formation of deposited layers was established. The results of mechanical processing showed the absence of pores and cracks in the deposited wall of the square of Fig. 3. No fusion between the layers is not fixed. At the same time, it is necessary to note the presence of defects during surfacing (Fig. 3). With semi-automatic deposition of metal on the surface of a product with the participation of a welder, the following technological difficulties arise:

- during surfacing it is often necessary to take breaks;
- with increasing height of the deposited metal, the shape of the circle begins to decrease;
- due to severe overheating, the metal begins to spread, thereby increasing the surface area of the part;
- it is possible to change the specified form of surfacing.

The change in the shape of the circle (see Fig. 3) is due to the fact that, for the initial base, it is necessary to lay the rollers of a larger area. Changing

the shape of the deposition depends on the welder. the latter, for subjective reasons, cannot surface up with constant speed.

Under suboptimal conditions, the formation of porosity of the microstructure is possible, which occurs mainly as a result of gas evolution during solidification and the absence of melting between layers or adjacent passages of the molten bath. Increasing the power of the welding arc, reducing the speed of movement, or using thinner layers can help merge and reduce or eliminate this type of voids. Based on the experimental results, it was found that the arc current has the greatest influence on the appearance of the molding.



Figure 3 – Surfacing defects

### 3. Conclusion

In the course of the research, the technological features associated with the parameters of the welding arc and melting of the surfacing wire were established. Arc current has the greatest effect on the appearance of the molding. The wire feed speed affects the height of the deposited roller. It is shown that the stability of the formation of deposited rollers depends on the transfer modes of the metal, which depend on the conditions of supply and input of wire into the melt pool.

The additive technology of metal deposition allows one to obtain parts with a surface different from the base metal, high wear resistance at normal and elevated temperatures, and corrosion resistance. Surfacing can be performed both in the manufacture of new parts and in repair and restoration work, significantly extending the life of parts and assemblies, thereby ensuring a high economic effect.

### References

1. Herranz S, Campa FJ, Lopez de Lacalle LN, Rivero A, Lamikiz A, Ukar E, Sanchez JA, Bravo U 2005 The milling of airframe components with low rigidity: a general approach to avoid static and dynamic problems. Proc Inst Mech Eng, B: J Eng Manuf pp 789-801.

- (50)
2. *Ospennikova O G, Evgenov A G, Nerush S V, Afanasyev-Khodykin A N* 2012 Vestnik UGATU **5**
  3. *Nerush S V, Evgenov A G, Ermolaev A S, Rogalev A M* 2013 Problems of Materials Science **4 (76)**
  4. *Evgenov A G, Nerush S V, Vasilenko S A* 2014 Transactions of VIAM **5**
  5. *Lewis G, Cremers D, Cotton J, Milewski J, Preston D.* Laboratory directed research and development program annual reports for FY92, FY93, FY94. The rapid formation of unique structural components by fusing airborne powders in a laser beam (Los Alamos National Laboratory, Los Alamos New Mexico) 97545
  6. *Lewis G K, Nemec R B, Milewski J O, Thoma D L, Barbe M R, Cremers D A* 1994 Directed light fabrication (Proceedings of the ICALEO '94. Laser Institute of America, Orlando, Florida) 17
  7. *Smugeresky J E, Keicher D M, Romero J A, Griffith M L, Harwell L D* 1997 Proceedings of the World Congress on Powder Metallurgy and Particulate Materials. Chicago, IL
  8. *Griffith M L, Keicher D M, Atwood C L et al.* 1996 Free form fabrication of metallic components using laser engineered net shaping (LENS). Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium. Austin 125
  9. *Oskolkov A A, Matveev E V, Bezukladnikov I I, Trushnikov D N, Krotova E L* 2018 Bulletin of PNIPU. Engineering, material management Vol. 20 **3** pp 90-105
  10. *Jun Xiong, Guangjun Zhang, Weihua Zhang* 2015 The International Journal of Advanced Manufacturing Technology Vol. 80, Issue 9-12, pp 1767-1776
  11. *Ding D [et al.]* 2015 International Journal of Advanced Manufacturing Technology Vol. 81 **4** pp 465-481
  12. *Bonaccorso F, Cantelli L, Muscato G* 2011 IFAC Proceedings Volumes Vol. 44 pp 11636-11641
  13. *Xiong X [et al.]* 2009 J Mater Process Technol **209** pp 124-130
  14. *Wang H, Jiang W, Valant M, Kovacevic R* 2003 Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers **217** pp 1641-1650
  15. *Martina F [et al.]* 2012 F. J. Mater. Process. Technol. Vol. 212 № 6 pp 1377-1386
  16. *Williams S W [et al.]* 2015 Materials Science and Technology Vol. 32 iss. 7 pp 641-647
  17. *Cong B, Ding J, Williams S W* 2015 J. Adv. Manuf. Technol. № 76. pp 1593-1606
  18. *Cheng B, Chou K* 2015 Computer-Aided Design. № 69 pp 102-111
  19. *Baufeld B.* 2016 Elektronika ir Elektrotechnika Vol. 22 № 5-6 pp 7-13

## **Формирование тонкой стенки из алюминиевого сплава при ее аддитивном выращивании в различных тепловых условиях**

Кисарев А.В.<sup>1</sup>, Коберник Н.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ООО «Центр разработок С7»,

<sup>2</sup> МГТУ им Н.Э. Баумана

[a.kisarev@s7.ru](mailto:a.kisarev@s7.ru)

**Аннотация.** В работе рассмотрены аспекты формирования тонких стенок, полученных технологией проволочно-дугового выращивания (WAAM). Проведена серия экспериментов по выращиванию тонкой стенки в различных тепловых условиях. Методом конечных элементов решена тепловая задача процесса выращивания тонкой стенки в заданных условиях. Проведен металлографический анализ полученных образцов. Построены зависимости ширины и высоты наплавленного слоя от температуры предыдущего валика.

### **Введение**

Проволочно-дуговая технология выращивания (WAAM – Wire Arc Additive Manufacturing) это технология формирования изделий послойной дуговой наплавкой, где используется присадочный или электродный материал в виде сварочной проволоки. В качестве источника тепла может использоваться как свободно горящая, так и сжатая дуга. Особенностью этого процесса является возможность использования стандартного сварочного оборудования, например, для сварки в защитных газах плавящимся электродом. Как правило, такой метод выращивания используют для производства габаритных изделий из алюминиевых и титановых сплавов.

Технология WAAM обладает рядом преимуществ. Например, по сравнению с методом селективного лазерного спекания, технология WAAM обладает большей производительностью и значительно расширяет диапазон допустимых размеров изделий, полученных этим методом [4], [8]. По сравнению со схожим методом лазерно-порошковой наплавки, технология WAAM позволяет использовать в качестве материала для печати сварочную проволоку, что является преимуществом как в части контроля качества материала, так и в части доступности и стоимости материала. Кроме того, возрастает коэффициент использования сварочных материалов [8], [7].

В настоящее время большое количество работ посвящено исследованию технологии WAAM для выращивания деталей в различных отраслях промышленности, и, в частности, в аэрокосмической отрасли [2], [6], [14], при этом основным направлением исследований является применение импульсных технологий [1], [10], [13]. Основной из таких

технологий является технология СМТ (Cold Metal transfer). СМТ это импульсная технология сварки короткими замыканиями, разработанная компанией Фрониус (Австрия), которая позволяет осуществлять наплавку с контролируемым каплепереносом по специальной циклограмме. Процесс каплепереноса осуществляется с использованием обратных связей и происходит на частотах 50-60 Гц [3]. Кроме того, СМТ обеспечивает значительно более низкое тепловложение в основной металл по сравнению с традиционными методами сварки и обладает минимальным разбрызгиванием [9], [5]. Также следует отметить, что применение СМТ при реализации технологии WAAM, позволяет значительно повысить стабильность процесса роста изделия и обеспечить механические свойства материала близкие к отожженному состоянию [12] [11].

Однако, при послойном выращивании изделий, даже при неизменных основных параметрах режима (значение сварочного тока, напряжения на дуге, скорости подачи проволоки и скорости сварки), может наблюдаться различное формирование каждого слоя, а именно изменение его ширины и высоты (Рис. 1). Главной причиной этого явления является тепловое насыщение уже выполненных (предыдущих) слоев. Каждый последующий слой накладывается на предыдущий предварительно нагретый слой, что меняет условия растекания материала нового валика в зависимости от температуры предыдущего слоя, т.е. от температуры подслоя.

Определение степени влияния температуры подслоя и ее предельного значения является очень важным вопросом для обеспечения равномерного формирования стенки, особенно применительно к так называемым тонким стенкам. Тонкими стенками (рис.2 с) называются такие выращенные структуры, для которых не используют поперечные колебания сварочной горелки (рис. 2 а) и не используют укладку нескольких валиков для формирования одного слоя (рис.2 б).

Поэтому целью данной работы является определить влияние температурных условий формирования тонкой стенки из алюминиевых сплавов на ее геометрические параметры.

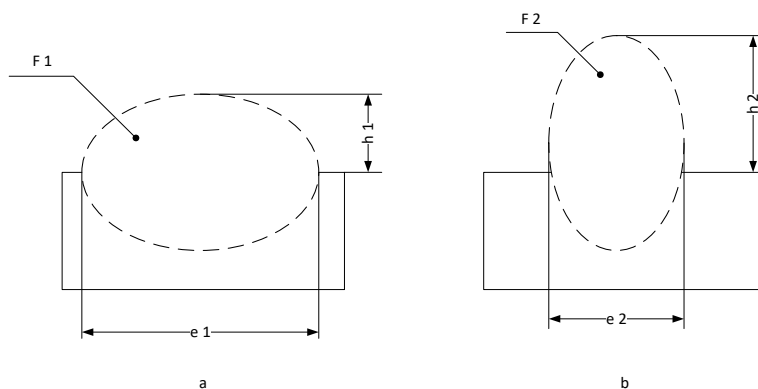


Рисунок 1 – Формирование валика при различных тепловых условиях:

а – горячая подложка, б – холодная подложка

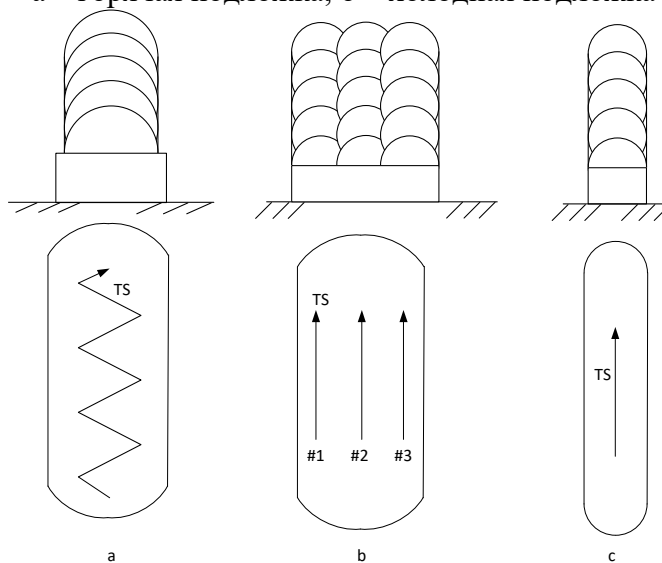


Рисунок 2 – Различные схемы формирования стенки при выращивании:  
а – стенка с поперечными колебаниями горелки, б – наплавка несколькими параллельными валиками, с – тонкая стенка. TS – направление движения источника теплоты

#### Методика проведения исследований

В данной работе изучали формирование тонкой стенки, выращенной методом СМТ в зависимости от температуры подслоя. В качестве источника питания был использован сварочный аппарат Fronius TPSi 500 СМТ. В качестве механизма перемещения сварочной горелки – промышленный робот Yaskawa Motoman MA2010. Во время экспериментов применяли сварочную проволоку марки ER5556 EN ISO 18273 и защитный газ аргон высший сорт по ГОСТ 10157. При этом выращивание начинали с заготовки из алюминиевого сплава АМг6, размером 6х300х140мм.

В процессе эксперимента робот совершал движения с постоянной скоростью по линейной траектории, через каждый слой поднимаясь на равное расстояние для сохранения постоянного вылета электрода. После окончания роста каждой из стенок заготовка охлаждалась до комнатной температуры прежде, чем переходить к следующему эксперименту.

Поскольку для процесса многослойной наплавки характерны дефекты формирования стенки на участках начала и окончания работы теплового источника, была выбрана схема наплавки с переменным направлением движения робота (Рис. 3). Таким образом эти дефекты формирования компенсировались друг другом по ходу наплавки следующих слоев.

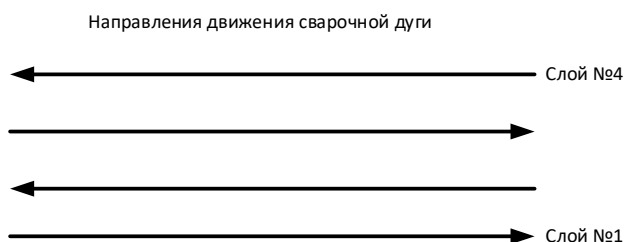


Рисунок 3 – Порядок укладки слоев

Для имитации различной температуры подслоя в работе варьировали время между проходами (слоями), таким образом изменяя искомую температуру. То есть, при разном времени между проходами предыдущий слой стенки охлаждался до разных значений температуры от одного образца к другому, но для каждого образца валик остывал одинаковое время. Для снижения влияния подложки на процесс теплоотдачи, первые два слоя в каждой стенке наплавливались на одинаковых режимах сварки независимо от образца и в дальнейшем не рассматривались.

Таким образом было выполнено 7 образцов, имеющих по 30 слоев, на режимах, представленных в таблице 1 и таблице 2.

**Таблица 1**

**Параметры режима выращивания образцов**

Параметр	Значение
Длина стенки	140 мм
Общее количество слоев	30
Скорость сварки, валик 1	0,24 м\мин
Тепловая мощность, валик 1	1,625 кВт
Скорость сварки, валик 2	0,36 м\мин
Тепловая мощность, валик 2	1,1 кВт
Скорость сварки, остальные валики	0,6 м\мин
Тепловая мощность, остальные валики	0,67 кВт

**Таблица 2**

**Время между слоями в зависимости от образца**

Номер образца	Время между слоями № 3-30, с
1	2
2	7
3	12
4	30
5	60
6	120
7	240

После изготовления, из полученных тонких стенок вырезали образцы согласно схеме, показанной на рисунке 4. Таким образом было получено 28 образцов, из которых были получены данные о геометрических параметрах слоев. С каждого образца с использованием оптической микроскопии были получены снимки, которые затем были проанализированы в программе обработки изображений ImageJ. Для каждого образца вычислялась высота, после полученное значение делилось на количество слоев.

По результатам измерения геометрии была построена конечноэлементная модель в системе ANSYS, которая моделировала тепловое поле в процессе роста стенки. В ходе расчета фиксировалась температура в точке, находящейся непосредственно под источником

теплоты в момент времени, соответствующий его прохождению через центр образца. В качестве схемы источника тепла использовался нормально-распределенный источник. Верификация модели проводилась с использованием термопар (Хромель-алюмель, термопарный провод тип К). В качестве регистратора использовался модуль NI 9212 (производства компании National Instruments, США) с точностью измерения  $0.71\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Данные о теплофизических свойствах материала были взяты из библиотеки материалов среды моделирования ANSYS.

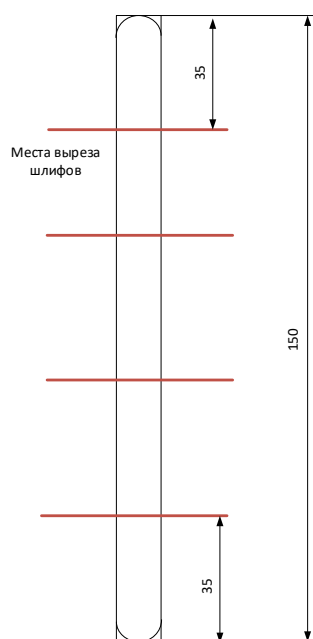


Рисунок 4 – Схема вырезки образцов для анализа геометрических параметров стенок

По результатам численного эксперимента была получена зависимость температуры подслоя для точки в центре образца от времени между слоями (рис 5).

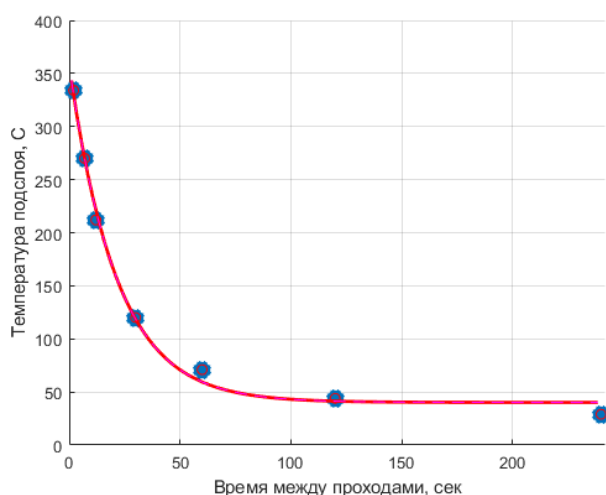


Рисунок 5 – Зависимость температуры подслоя от времени между проходами, полученная в результате численного эксперимента



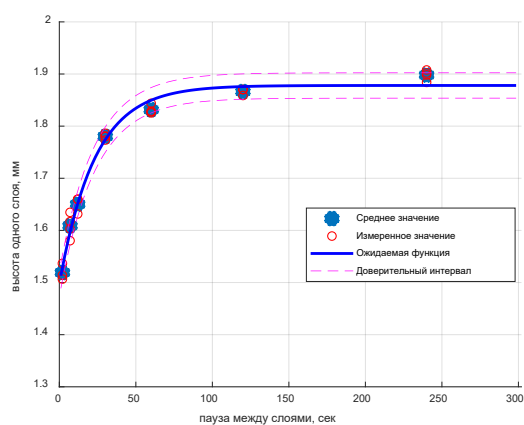
### Результаты исследований и их обсуждения

Результаты измерений геометрических параметров слоев приведены в таблице 3 и на рис. 6 и 7. Видно, что с уменьшением времени ожидания между слоями и соответственно увеличением температуры подслоя наблюдается снижение высоты слоя и увеличение его ширины, при этом, следует отметить, что площади слоев остаются постоянными.

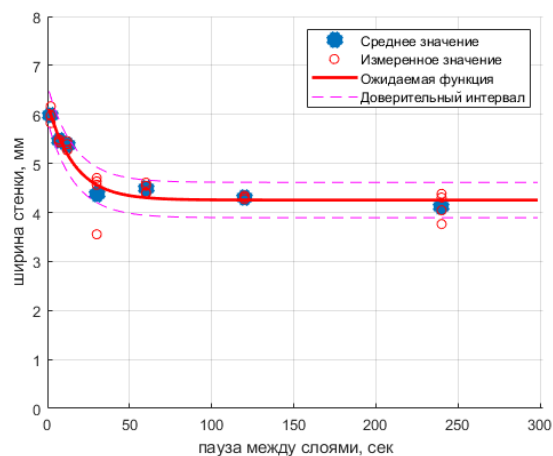
**Таблица 3**

#### Результаты эксперимента

№ образца	Время между слоями, сек	Температура подслоя, °С	Высота одного слоя, средняя, мм	Среднее отклонение измерений высоты по образцу, %	Ширина стенки (максимальная), средняя, мм	Среднее отклонение измерений ширины по образцу, %
1	2	334	1.51	1.02	5.98	2.85
2	7	270	1.60	1.42	5.46	0.55
3	12	212	1.65	0.98	5.37	1.79
4	30	120	1.78	0.29	4.36	12.43
5	60	71	1.83	0.45	4.48	2.38
6	120	44	1.86	0.34	4.30	0.81
7	240	29	1.89	0.53	4.12	6.781



а)



б)

Рисунок 6 – Влияние времени остывания между слоями на высоту (а) и ширину (б) слоя

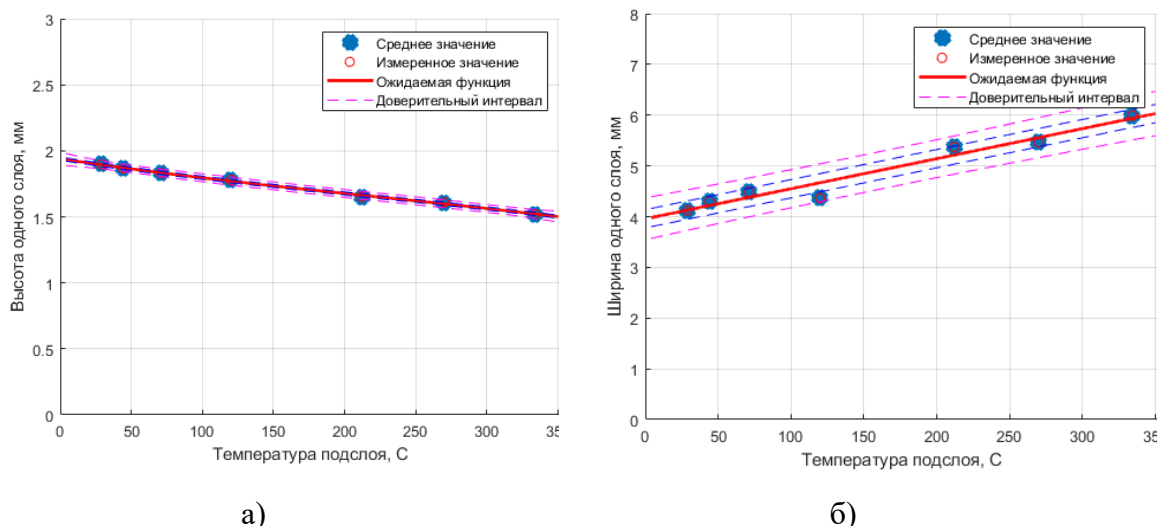


Рисунок 7 – Влияние температуры подслоя на высоту (а) и ширину (б) слоя

По результатам обработки полученных данных с помощью метода наименьших квадратов были построены линейные зависимости вида  $f(x) = ax + b$ , коэффициенты которых приведены в таблице 4.

Таблица 4

Коэффициенты полученных зависимостей

	a	b
Высота слоя	-0.0012	1.9229
Ширина слоя	0.0059	-3.9572

Таким образом установлены зависимости высоты и ширины каждого слоя в зависимости от температуры подслоя, которые необходимо учитывать при разработке технологии выращивания изделий. Предиктивное моделирование процесса может помочь предсказать реальную геометрию полученного изделия, но будет занимать значительное время и потребует значительных вычислительных мощностей. Наиболее удобной формой контроля за температурой подслоя кажутся бесконтактные методы слежения, их реализация позволит анализировать данные о температуре подслоя в реальном времени и, при наличии системы управления процессом выращиванием изделия с обратной связью, регулировать и корректировать параметры процесса таким образом, чтобы получить требуемую форму детали либо заготовки. Однако, необходимо верифицировать полученные зависимости при изменении основных параметров режима.

### Заключение

1. Температура подслоя при выращивании тонкой стенки оказывает значительное влияние на геометрию каждого слоя

2. Можно предполагать, что в интервале температур от 30 до 300 °С для определенных режимов наплавки зависимость ширины и высоты от температуры подслоя носит линейный характер.

3. Для обеспечения равномерности геометрии тонкой стенки по ширине и высоте требуется создание системы слежения за температурой в реальном времени и организация обратных связей по основным параметрам режима.

### Литература

1. Крамнит Н.Ю., Крамнит А.Г. Механические свойства сварных соединений при сварке непрерывной и импульсной дугой // Сварочное производство. 2010. № 3. С. 3–5.
2. Jaffiol C., Baldet L. Wire arc additive manufacturing of Al-6Mg alloy using variable polarity cold metal transfer arc as power source // Annales de Medecine Interne. 1984. № 5 (135). С. 359–364.
3. Cong B. [и др.]. Influence of Cold Metal Transfer Process and Its Heat Input on Weld Bead Geometry and Porosity of Aluminum-Copper Alloy Welds // Rare Metal Materials and Engineering. 2016. № 3 (45). С. 606–611.
4. Xu X. [и др.]. Oxide accumulation effects on wire + arc layer-by-layer additive manufacture process // Journal of Materials Processing Technology. 2018. Т. 252. 739–750 с.
5. Wang P. [и др.]. Characterization the contribution and limitation of the characteristic processing parameters in cold metal transfer deposition of an Al alloy // Journal of Materials Processing Technology. 2017. (245). С. 122–133.
6. Derekar K.S. A review of wire arc additive manufacturing and advances in wire arc additive manufacturing of aluminium // Materials Science and Technology (United Kingdom). 2018. № 8 (34). С. 895–916.
7. Horgar A. [и др.]. Additive manufacturing using WAAM with AA5183 wire // Journal of Materials Processing Technology. 2018. № November 2017 (259). С. 68–74.
8. Prado-Cerqueira J.L. [и др.]. Analysis of favorable process conditions for the manufacturing of thin-wall pieces of mild steel obtained by wire and arc additive manufacturing (WAAM) // Materials. 2018. № 8 (11).
9. Dutra J.C., Gonçalves e Silva R.H., Marques C. Melting and welding power characteristics of MIG–CMT versus conventional MIG for aluminium 5183 // Welding International. 2015. № 3 (29). С. 181–186.
10. Ahsan R.U. [и др.]. A Study on the Effect of Wire Composition on Welding with Gap and Offset in Cold Metal Transfer ( CMT ) GMAW 2018. С. 1–7.
11. Imoudu N.E., Ayele Y.Z., Barabadi A. The characteristic of cold metal transfer (CMT) and its application for cladding // IEEE International Conference on Industrial Engineering and Engineering Management. 2018. № June (2017-Decem). С. 1883–1887.
12. Ma G. [и др.]. Optimization strategies for robotic additive and subtractive manufacturing of large and high thin-walled aluminum structures // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2019. № 5–8 (101). С. 1275–1292.
13. Pickin C.G., Young K. Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy // Science and Technology of Welding and Joining. 2006. № 5 (11). С. 583–585.
14. Pang J. [и др.]. Arc characteristics and metal transfer behavior of CMT + P welding process // Journal of Materials Processing Technology. 2016. (238). С. 212–217.

## **Пороговые условия термокапиллярного формирования глубокой каверны в аддитивном процессе селективного лазерного плавления металлического порошкового слоя**

Р.Д. Сейдгазов<sup>1</sup>, Ф.Х. Мирзаде<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ИППЛИТ РАН – филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Святоозерская, 1, 140700, Шатура, Московская область, РФ

E-mail: [seidgazov@mail.ru](mailto:seidgazov@mail.ru)

**Аннотация.** Режим глубокого проплавления при селективном лазерном плавлении металлического порошкового слоя определяется особым и интенсивным гидродинамическим процессом в тонком расплавленном слое при быстром нагреве металла сфокусированным лучом. Такой режим широко применяется также при лазерной и электроннолучевой сварке. Это указывает на подобие гидродинамических процессов в этих технологиях, которые значительно отличаются параметрами применяемого излучения (мощность, плотность мощности, диаметр пятна фокусировки).

Исследованы пороговые условия термокапиллярного глубокого проплавления (без участия испарения) для различных металлов (Al, Cu, Fe, Ti) в широком диапазоне изменений параметров луча, включая использующиеся для селективного лазерного плавления порошкового слоя. Представлено сравнение расчетных и экспериментальных значений параметров излучения, соответствующих переходу в режим глубокого проплавления для селективного лазерного плавления порошкового слоя и лазерной сварки. Корреляция этих значений подтверждает термокапиллярный механизм формирования глубокой каверны и подобие гидродинамических процессов при сварке металлов лазерным лучом и лазерном селективном плавлении металлического порошкового слоя. Сформулировано условие порогового перехода в режим глубокого проплавления прилипанием вязкого слоя к твердой границе. Выполнение этого условия подтверждается сближением оценочных значений толщины вязкого слоя и глубины расплавленного слоя при переходе в режим глубокого проплавления.

### **1. Введение**

Технология аддитивного производства селективного лазерного послойного плавления металлического порошка (SLM – Selective laser melting) применяется для 3D-печати металлом изделий сложной конфигурации с CAD-моделированием технологического процесса. SLM технология позволяет создавать точные металлические детали узлов и агрегатов с помощью мощных лазеров. Во многих случаях она успешно заменяет традиционные методы производства.

В SLM технологии сканирующий лазерный луч выполняет последовательное плавление слоев металлического порошка толщиной 20-100 мкм в рабочей камере, заполненной инертным газом.

Плавление слоев может происходить в режиме глубокого проплавления, когда глубина проплавления  $L$  превышает ширину расплавленной зоны  $D$  ( $L > D$ ). Такой режим широко применяется при лазерной или электроннолучевой сварке металлов большой толщины. Отличие заключается в значительной разнице характерных масштабов и значений параметров процессов, протекающих при SLM и сварке. Если в SLM технологии применяется фокусировка лазерного луча в пятно размером  $\sim 50$  мкм, то характерным диаметром пятна фокусировки лазерного луча при сварке можно считать  $\sim 200 \div 500$  мкм и даже больше. Такие же отличия имеет и глубина проплавления. При лазерной и электронно-лучевой сварке глубина сварочного шва изменяется в пределах  $L \sim 1 \div 100$  мм, а глубина проплавления при SLM технологии сопоставима с толщиной слоя порошка  $\sim 0,1$  мм.

Качество продукции, создаваемой по технологии SLM, во многом связано с гидродинамическими явлениями при лазерном плавлении, которые особенно интенсивно происходят в режиме глубокого проникновения. Это определяет большой интерес к таким явлениям в SLM [1-6].

Переход от теплопроводностного режима с малой характерной глубиной плавления ( $L < D$ ) в режим глубокого проплавления ( $L > D$ ) сопровождается резким увеличением глубины кратера  $L$  и проникновением луча вглубь материала после достижения пороговых значений плотности мощности.

Часто предполагается, что причиной порогового увеличения глубины проникновения является резкое повышение давления паров под воздействием высокомоощного сфокусированного излучения, которое дополняется захватом излучения каверной с увеличением эффективного поглощения каверной за счет многократных переотражений луча внутри каверны [7,8,9]. Это предположение широко используется на протяжении около полувека (начиная с первых теоретических рассмотрений [10-12,28]) в моделировании процесса глубокого проплавления применительно к лучевым технологиям плавления металла, хотя до сих пор не имеет необходимых подтверждений экспериментальными данными. Поэтому испарительный механизм эффекта глубокого проплавления под действием высокого давления паров отражает скорее сложившуюся традицию, чем научно обоснованным фактом. Для широкого круга специалистов испарительно-гидродинамический механизм течения расплава, вызывающий образование полости, воспринимается неопровержимым, достоверно установленным и даже очевидным фактом. Но такой механизм формирования каверны позволяет

создавать численные модели глубокого проплавления при воздействии лазерного или электронного луча, которые с приемлемой точностью воспроизводят только тепловые процессы и форму зоны проплавления, что достаточно для некоторых применений.

Эффект глубокого проплавления уже в течение половины столетия принято объяснять вытеснением расплава из зоны облучения реактивным давлением паров (испарительно-гидродинамическая гипотеза). Поэтому широкому кругу специалистов испарительно-гидродинамический механизм возникновения течения расплава представляется неоспоримым, надежно установленным и даже очевидным фактом. На основе такого механизма формирования каверны создаются численные модели глубокого проплавления при воздействии лазерного или электронного луча, которые удовлетворительно воспроизводят тепловые процессы и форму зоны проплавления.

Однако, при расчетах гидродинамических процессов специалисты отмечают трудности, связанные с адекватным пониманием действующих гидродинамических механизмов [13,14]. Такие трудности возникают при детальном воспроизведении в расчетах явления глубокого проникновения, в прогнозировании дефектов гидродинамического образования природы (поры, корневые дефекты, затруднения, поднутрения, перфорации, разбрызгивания и т. д.).

Точность прогнозов на основе испарительно-гидродинамической гипотезы имеет недопустимо низкую точность, не позволяющую решать практические задачи. Прогнозные значения скорости испарения, полученные с помощью уравнения Ленгмюра, оказываются на порядок (!) больше результатов измерений [15]. Существуют другие критические несоответствия этой гипотезы с эмпирическими данными [16,17], которые указывают на пренебрежимо слабое испарение. Отметим также, что представления испарительно-гидродинамической гипотезы не позволили получить точные значения пороговых параметров излучения для перехода в режим глубокого проплавления.

Причину этих проблем иногда связывают с несовершенством существующих знаний о процессе испарения [15]. Также предпринимаются попытки найти решение с помощью учета большого числа физических явлений.

С другой стороны, есть серьезные сомнения в правомерности применения испарительно-гидродинамической гипотезы при лучевых методах плавления металлов, поскольку она не имеет прямых доказательств экспериментальными методами [18,19,29], в том числе доказательств причинно-следственной связи между возрастанием испарения и ростом глубины проплавления.

Поэтому важно обратить внимание на экспериментальные и теоретические данные, указывающие на образование глубоких полостей

под действием термокапиллярных сил [17,18,20,21,30]. В этом случае переход в режим глубокого проплавления связывается с перестройка гидродинамической структуры термокапиллярного потока при достижении пороговых значений излучения.

В данной работе представлен детальный анализ пороговых условий глубокого проникновения на основе термокапиллярного механизма. Проведено сравнение расчетных и экспериментальных пороговых параметров излучения для перехода глубокого проникновения. Рассмотрены результаты для ряда металлов (Al, Cu, Fe, Ti) в широком диапазоне изменения пороговых параметров, который охватывает технологии SLM и лазерной и электронно-лучевой сварки.

## **2. Скорость термокапиллярного потока и толщина вязкого слоя в условиях глубокого проплавления**

Переход от теплопроводностного режима плавления ( $L < D$ ) к режиму глубокого проплавления ( $L > D$ ) связан с различной эволюцией расплавленного слоя при допороговых и надпороговых условиях лазерного плавления.

Температура поверхности металла возрастает после включения луча и через время  $t_{пл}$  достигает точки плавления  $T_{пл}$ . Тонкий расплавленный слой, появившийся в зоне облучения, быстро увеличивается в размерах.

Вследствие зависимости поверхностного натяжения от температуры  $\sigma(T)$  на поверхности тонкого расплавленного слоя образуется градиент поверхностного натяжения  $\partial\sigma/\partial T$  и термокапиллярное усилие  $\partial\sigma/\partial T \times \partial T/\partial r$ , которое направлено касательно к поверхности в сторону уменьшения поверхностного натяжения. Поверхностное натяжение максимально при температуре плавления  $T_{пл}$  и стремится к нулю при критических условиях. Поэтому в общем случае  $\partial\sigma/\partial T$  имеет отрицательный знак ( $\partial\sigma/\partial T < 0$ ), а термокапиллярное усилие направлено от центра к периферии пятна.

Некоторое исключение из этого правила возможно только в небольшом (в пределах 100-200 градусов) температурном диапазоне выше  $T_{пл}$ , где влияние примесей и загрязняющих веществ может сказаться. В этом малом диапазоне  $\partial\sigma/\partial T$  может иметь положительный знак ( $\partial\sigma/\partial T > 0$ ), а направление термокапиллярной силы может быть направлено от периферии пятна к его центру. Однако, эффект глубокого проплавления характеризуется температурами расплава, близкими к температуре кипения  $T_{кип}$ , при которых загрязнения и примеси не оказывают влияния на гидродинамику расплава.

В возникающем течении устанавливается баланс между термокапиллярным напряжением на поверхности и противодействующим ему вязким трением нижних слоев

$$\eta \partial V / \partial z = |\partial \sigma / \partial T| \partial T / \partial r \quad (1)$$

$\eta$  – динамическая вязкость,  $V$  – тангенциальная скорость термокапиллярного течения расплава,  $r$  – координата вдоль поверхности жидкости,  $z$  – координата перпендикулярная поверхности жидкости.

В начальный момент плавления толщина жидкого слоя много меньше диаметра пятна фокусировки. В этих условия можно пренебречь конвективным переносом. Поэтому при анализе течения расплава используем линейные уравнения Навье-Стокса в виде

$$\partial \mathbf{V} / \partial t = -1/\rho \operatorname{grad} p + \nu \Delta \mathbf{V}.$$

Применяя к обеим сторонам этого уравнения операцию  $\operatorname{rot}$ , исключим давление. Учитывая  $\operatorname{rot} \operatorname{grad} p = 0$ , получим:

$$\partial \operatorname{rot} \mathbf{V} / \partial t =$$

$$\nu \Delta \operatorname{rot} \mathbf{V}.$$

В таком виде уравнение Навье-Стокса имеет сходство с уравнением теплопроводности. Это означает, что характерное расстояние распространения вязких сил можно определить как  $2(\nu t)^{1/2}$ . Если толщина вязкого слоя  $\delta$  мала по сравнению с диаметром пятна облучения  $d$ , то через время  $t \approx \delta^2 / 4\nu$  течение перейдет в режим вязкого термокапиллярного течения:

$$V \approx |\partial \sigma / \partial T| \partial T / \partial r \times \delta / \eta.$$

Пренебрегая конвективным переносом тепла, температурный градиент на поверхности тонкого слоя расплава на расстоянии радиуса пятна фокусировки  $d/2$  можно оценить как  $\partial T / \partial r \approx 2q\delta / \lambda d$ , где  $q$  – плотность мощности поглощенного излучения,  $\lambda$  – теплопроводность. А для скорости термокапиллярного потока приближенно можно записать:

$$V_X \approx 2|\partial \sigma / \partial T| q \delta^2 / (\lambda \eta d) \quad (2)$$

Для оценки скорости по выражению (2) необходимо определить толщину вязкого слоя  $\delta$  из условия сохранения потока. При быстром лазерном нагреве радиальное термокапиллярное растекание расплавленного слоя со скоростью  $V_X$  приводит к понижению уровня жидкого слоя со скоростью  $V_S$  согласно условию сохранения массы  $V_S \approx 4V_X \delta / d$ .

Растущая флуктуация скорости  $V_S$  вызывает ответные флуктуации – уменьшение толщины расплавленного слоя  $h$  и рост температурного градиента  $\partial T / \partial z$ , которые быстро (в течение времени распространения тепла  $t \approx h^2 / 4\chi$ ) будут скорректированы увеличением скорости движения фронта плавления  $V_{пл}$  согласно условию сохранения теплового потока  $q/\lambda = \partial T / \partial z$ . В результате обе межфазные границы («твердое – жидкость» и «жидкость – газ») движутся одновременно вглубь металла в установившемся режиме, образуя глубокий кратер.

Такой установившийся процесс проплавления характеризуется равенством скоростей  $V_{пл} = V_S$  при постоянной толщине расплавленного



слоя  $h$  и вязкого слоя  $\delta$ . Оценивая скорость движения фронта плавления как  $V_{пл} \approx 2(\chi/t)^{1/2}$ , а промежуток времени для установления вязкого растекания расплава как  $t \approx \delta^2/(4\nu)$ , запишем  $V_{пл} \approx 4(\chi\nu)^{1/2} / \delta$ .

Для режима глубокого проплавления запишем условие равенства скоростей  $V_{пл} = V_S$ :

$$(\chi\nu)^{1/2}/\delta = V_X \delta/d$$

После применения (2) :

$$(\chi\nu)^{1/2}/\delta = 2|\partial\sigma/\partial T|q\delta^3/(\lambda\eta d^2)$$

Для оценки толщины вязкого термокапиллярного слоя получим:

$$\delta = [(\lambda\chi^{1/2}\eta^{3/2}d^2) / (2\rho^{1/2}|\partial\sigma/\partial T|q)]^{1/4} \quad (3)$$

Отсюда можно определить толщину вязкого слоя  $\delta$ , создаваемого термокапиллярным потоком на режимах глубокого проплавления. Определив размер вязкого слоя  $\delta$  из (3), можно затем по соотношению (2) установить величину скорости термокапиллярного потока  $V_X$  в зависимости от условий его облучения (мощности луча и размера пятна фокусировки) и скорость роста канала при точечном проплавлении  $V_S = 4V_X\delta/d$ .

Расчеты по формуле (3) подтверждаются прямыми измерения скорости течения расплава на передней стенке канала проплавления [22] при сварке стали сканирующим лучом, сфокусированным в пятно диаметром 0,9 мм. При мощности 6, 10 и 14 кВт регистрировались средние скорости расплава 7,5 м/с, 10,77 м/с и 16,24 м/с соответственно. Расчетные значения скорости термокапиллярного течения по соотношениям (3) и (2), полученные для условий этого эксперимента, составляют  $V_X = 10$  м/с, 13 м/с и 15,3 м/с соответственно. Для расчетов использовались свойства железа из таблицы 1. Близость расчетных и экспериментальных значений подтверждает термокапиллярный механизм перемещения расплава на передней стенке канала проплавления в экспериментах [22].

Полученные соотношения позволяют оценить основные гидродинамические параметры термокапиллярного потока при SLM технологии. Например, при селективном лазерном плавлении порошкового слоя железа в режиме глубокого проплавления (при мощности луча 20-100 Вт и  $d = 50$  мкм) градиент температуры достигает значений на поверхности расплава  $dT/dr \sim 10^7$ - $10^8$  °К/м, который порождает термокапиллярный удаление расплава из зоны облучения со скоростью  $V_X \sim 10$ -20 м/с и заглубление луча (рост кратера) со скоростью  $V_S \sim 2$ -3 м/с (рис. 1). Ниже (на рис. 5) будет показано, что толщина вязкого слоя  $\delta$  в этих условиях (при мощности луча 20-100 Вт и  $d = 50$  мкм) составляет всего  $\delta \sim 1,5$  - 3,5 мкм. Отметим также, что значения скорости  $V_X \sim 10$ -20 м/с и  $V_S \sim 2$ -3 м/с получены вблизи порогового значения плотности мощности  $q_{пор} = 1,5$  МВт/см<sup>2</sup> (железо,  $d=50$  мкм), которое определено с помощью соотношения (5), которое будет рассматриваться ниже.

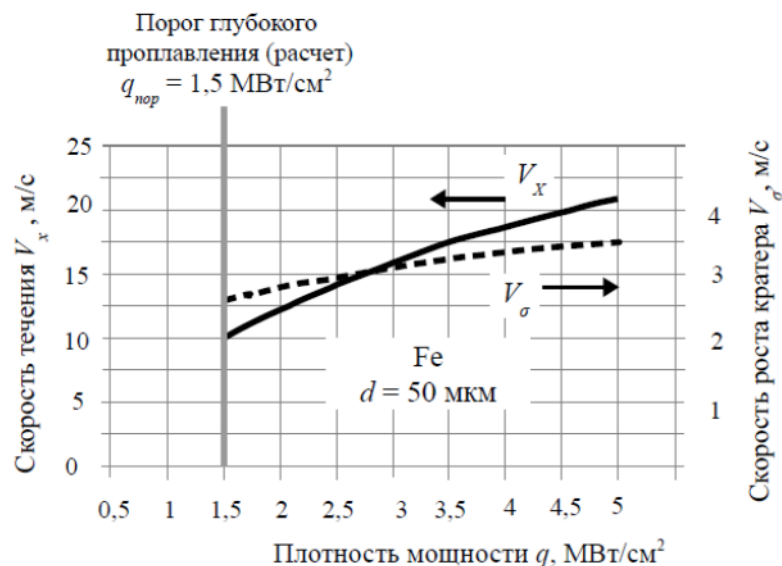


Рисунок 1 – Изменение скорости термокапиллярного течения расплава  $V_x$  и скорости заглубления луча (роста кратера)  $V_s$  при селективном лазерном плавлении порошкового слоя железа в режиме глубокого проплавления

Чтобы сформулировать условие порогового перехода в режим глубокого проплавления при термокапиллярном механизме глубокого проплавления необходимо провести анализ гидродинамических процессов в тонком расплавленном слое на начальном этапе плавления. При точечном лазерном воздействии с появлением тонкого расплавленного слоя толщиной  $h$  в нем возникает термокапиллярное течение. На этом этапе оно всегда имеет сдвиговую структуру потока с прилипанием вязкого слоя  $\delta$  к твердой границе плавления, как показано на верхних изображениях (а) и (б) рис. 2. Дальнейшая эволюция гидродинамической картины зависит от соотношений скоростей движения фазовых поверхностей, ограничивающих слой расплавленного металла ( $V_{пл}$  и  $V_s$ ).

На рис. 2 (а) представлена эволюция расплавленного слоя при допороговых условиях при  $q < q_{пор}$  и  $V_s < V_{пл}$ . В этом случае толщина расплавленного слоя  $h$  возрастает тем быстрее, чем сильнее это неравенство. При достижении достаточной толщины ( $h > \delta$ ) в расплавленном слое происходит отрыв вязкого слоя от твердой границы плавления и возникают условия для замыкания линий тока с формированием циркуляционного термокапиллярного течения. При малых значениях  $q$  и  $V_x$  неравенство  $V_s < V_{пл}$  усиливается и переход от сдвиговой к циркуляционной структуре термокапиллярного потока происходит быстрее, чем при высоких значениях  $q$  и  $V_x$ .

На рис. 2 (б) отражена эволюция расплавленного слоя при достижении пороговой плотности мощности ( $q = q_{пор}$ ). При этом для выполнения условий сохранения массы и сохранения потока тепла

граница плавления тоже будет перемещаться вглубь металла со скоростью  $V_M = V_S$ , обеспечивая постоянство толщины расплавленного слоя  $h$  и сохраняя сдвиговую структуру потока при формировании глубокого кратера. В этом случае понижение уровня расплавленного слоя происходит при постоянной его толщине  $h$  и при сохранении сдвиговой структуры термокапиллярного потока, что приводит к значительному прогибу поверхности с формированием кратера. Чем более длительное время выполняется условие  $V_S = V_{Пл}$  и сохраняется сдвиговая структуры потока, тем глубже кратер и глубина проплавления.

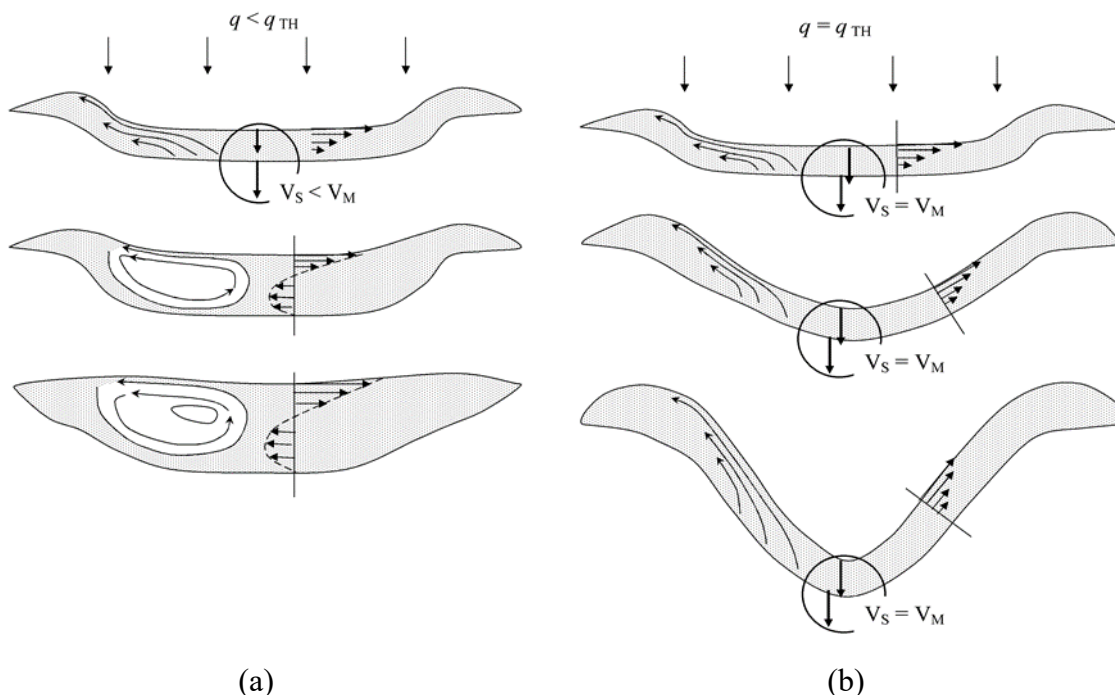


Рисунок 2 – (а) – предпороговое плавление ( $q < q_{пор}$  и  $V_s < V_{Пл}$ ) приводит к быстрому образованию потока с циркулирующей структурой; (б) – при достижении порога глубокого проникновения ( $q = q_{пор}$  и  $V_s = V_{Пл}$ ) сохранение сдвиговой структуры потока приводит к образованию глубокой полости

Условие термокапиллярного «осушения» поверхности  $V_S > V_{Пл}$ , соответствующее превышению пороговой плотности мощности ( $q > q_{пор}$ ), по-видимому, может существовать только кратковременной флуктуацией, поскольку оно должно быстро компенсироваться движением фронта плавления для выполнения условия сохранения теплового потока. В этом случае следует ожидать чередования соотношений  $V_S > V_{Пл}$  и  $V_S < V_{Пл}$  с генерацией поверхностных структур, подобных тем, которые ранее наблюдались в экспериментах [23]. Так как время существования этих флуктуаций очень мало и определяется временами теплового ( $h^2/4\chi$ ) и вязкого ( $\delta^2/4\nu$ ) отклика, которые оцениваются как  $\sim 10^{-6}$  сек, то при  $q > q_{пор}$  приближенно можно считать  $V_S \approx V_{Пл}$ .

### 3. Условия прилипания вязкого слоя ( $\delta = h$ ) и сохранения сдвиговой структуры термокапиллярного потока при переходе в режим глубокого проплавления

Необходимым условием перехода в режим глубокого проплавления при термокапиллярном механизме удаления расплава является сохранение сдвиговой структуры термокапиллярного потока. Такая структура должна сохраняться в течение времени формирования кратера до достижения им предельной глубины при точечном лазерном воздействии. При плавлении сканирующим лучом сохранение сдвиговой структуры термокапиллярного потока обеспечивается набеганием холодного металла в зону воздействия луча с поддержанием толщины расплавленного слоя в пределах малых значений, близких к толщине вязкого слоя ( $h \sim \delta$ ).

Сдвиговая структура потока формируется с момента появления термокапиллярного течения расплава, когда слой расплавленного металла еще очень тонок. Такая структура потока сохраняется, пока толщина вязкого слоя  $\delta$  остается близкой к толщине расплавленного слоя  $h$  ( $\delta \sim h$ ) и выполняется условие прилипания вязкого слоя к твердой стенке (границе плавления). При точечном лазерном воздействии эффект глубокого проплавления проявляется, если сдвиговая структура термокапиллярного потока сохраняется в течение времени, необходимого для формирования кратера.

При медленном нагреве жидких металлов сдвиговая структура не сохраняется, так как происходит отрыв вязкого слоя от твердой границы плавления с преобразованием сдвиговой структуры потока в рециркуляционную без формирования кратера. Этот случай (рис. 2 (а)  $q < q_{TH}$ ,  $V_S < V_M$ ) характеризуется обычным числом Прандтля  $Pr = \chi/\nu$ , которое показывает соотношение между температурными полями и полями скоростей. Для жидких металлов при обычных условиях число Прандтля имеет очень малые значения ( $Pr = \chi/\nu \ll 1$ ) и размер вязкого слоя значительно меньше дистанции распространения температурного поля ( $\delta \ll h$ ). По этой причине при медленном нагреве металлов режим глубокого проплавления не наблюдается.

Однако, при быстром лазерном нагреве, когда градиент температуры в металле достигает высоких значений  $\partial T/\partial z \approx (T_{КИП} - T_{ПЛ})/\delta \sim 10^9$  °К/м, а скорость термокапиллярного течения расплава достигает значений  $V_X \sim 10$  м/с, величины  $\delta$  и  $h$  могут сохранять соизмеримые значения ( $\delta \sim h$ ). В случае точечного лазерного плавления такая соизмеримость  $\delta$  и  $h$  сохраняется в течение формирования канала глубокого проплавления. Это условие нарушается при достижении кратером своей предельной глубины, когда скорость термокапиллярного течения замедляется, а толщина расплавленного слоя начинает

стремительно нарастать. В этих условиях происходит отрыв вязкого слоя от твердой границы плавления с последующим замыканием линий тока и преобразованием сдвиговой структуры термокапиллярного течения в циркуляционную структуру потока. С этого момента начинается затекание кратера вплоть до его полного исчезновения. Экспериментально затекание кратера при точечном глубоком проплавлении наблюдалось в экспериментах [20,24].

В случае сканирования луча соизмеримость  $\delta$  и  $h$  постоянно поддерживается холодным металлом, набегающим на переднюю стенку канала проплавления.

Принимая во внимание, что эффективное поглощение лазерного излучения при глубоком проплавлении близко к 100% [7], запишем условие соизмеримости  $h$  и  $\delta$  вблизи пороговых условий как  $\delta \sim h \approx \lambda \Delta T / q$ . Учитывая, что температура расплавленного металла вблизи перехода в режим глубокого проплавления ограничена температурой кипения  $T_{кип}$  [25], получим:

$$\delta \sim h \approx \lambda (T_{кип} - T_{пл}) / q.$$

Определяя  $\delta$  из (3), при заданных размерах пятна фокусировки  $d$  получим выражение для пороговой плотности мощности [12]:

$$q_{пор} \approx \lambda (T_{кип} - T_{пл})^{4/3} (d\sigma/dT)^{1/3} (\rho/\chi)^{1/6} / (4d^{2/3} \eta^{1/2}) \quad (4)$$

или для мощности луча:

$$P_{пор} \approx \pi \lambda [d (T_{кип} - T_{пл})]^{4/3} (d\sigma/dT)^{1/3} (\rho/\chi)^{1/6} / (4\eta^{1/2}). \quad (5)$$

Для проверки зависимостей (4) и (5) используем свойства металлов в таблице 1 и экспериментальные данные, взятые из литературных источников.

Пороговые значения плотности мощности  $q_{пор}$  для стали А3 при двух значениях пятна фокусировки  $d = 0,36$  и  $d = 0,55$  мм определены в экспериментах [26], результаты которых представлены зависимостями глубины проплавления от  $q$  при двух значениях размера пятна фокусировки  $d$  (рис. 2 (а)). Расчеты  $q_{TH}$  для этих экспериментов хорошо согласуются с измерениями и правильно отражают влияние диаметра луча на пороговую плотность мощности.

На рисунке 2 (б) представлено аналогичное сравнение для меди с использованием данных, полученных в экспериментах [27].

Также отметить, что пороговое условие, понимаемое на основе испарительно-гидродинамической гипотезы, не предполагает зависимости от диаметра пятна  $d$  (в отличие от зависимостей (4) и (5), полученных для термокапиллярного механизма глубокого проплавления). Поэтому влияние диаметра луча  $d$  на пороговое значение плотности мощности косвенно указывает на термокапиллярный механизм формирования кратера при глубоком проплавлении.

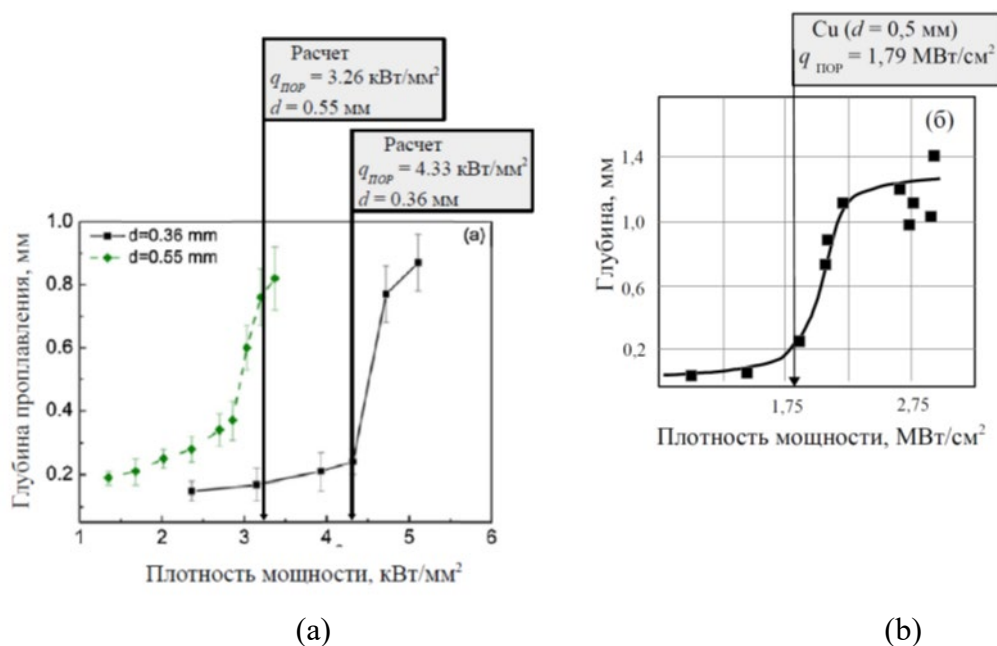


Рис 2. Переход в режим глубокого проплавления. Сравнение расчета (5) с экспериментами: (а) – сталь А3 (эксперимент [26]); (б) – медь (эксперимент [27]). Стрелками указаны расчетные пороговые значения  $q_{пор}$  (3) для условий [26] и [27]

Рисунок 3 представляет экспериментальные данные по селективному лазерному плавлению слоя порошка Ti-6Al-4V при  $d = 50$  мкм [2] как изменение глубины кратера от мощности луча на разных скоростях сканирования в установившемся режиме сканирования (а) и в области точки поворота луча (б). Применяя линейную экстраполяцию к представленным на рисунке 3 а) и б) данным, можно определить пороговую мощность для перехода в режим глубокого проплавления, которая составляет 20 Вт. Используя свойства титана (табл. 1), согласно (5) получим  $P_{пор} \approx 21$  Вт.

Высокая корреляция расчетных и эмпирических параметров, которая наблюдается в широком интервале изменений параметров луча для разных металлов, убедительно подтверждает термокапиллярный механизм эффекта глубокого проплавления.

Условия порогового перехода в режим глубокого проплавления лазерным лучом различных металлов (Al, Cu, Fe, Ti) при изменении его мощности и диаметра пятна фокусировки представлены на рис. 4. Линиями представлены расчетные (5) условия перехода в режим глубокого проплавления при селективном лазерном проплавлении порошкового слоя (рис. 4, а) и при сварке с глубоким проплавлением (рис. 4, б). Точками нанесены экспериментальные данные, полученные для разных металлов.

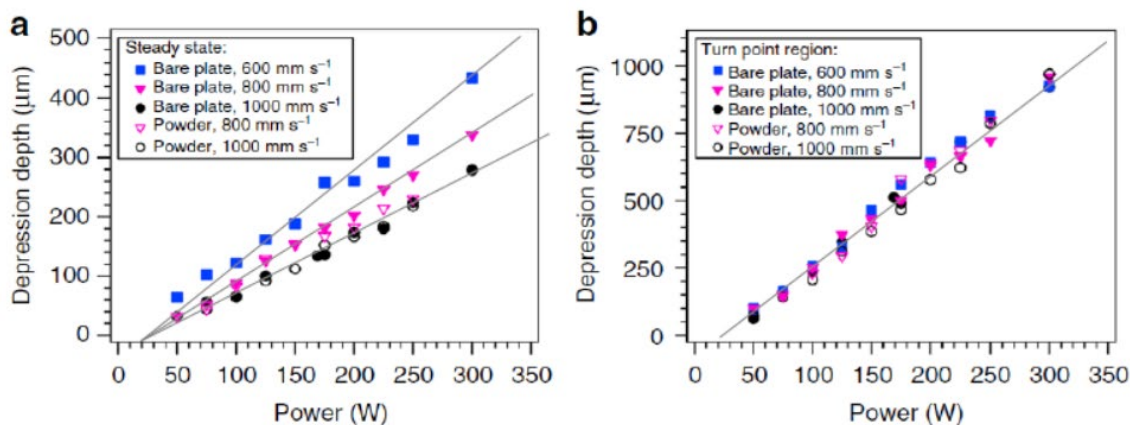


Рисунок 3 – Определение пороговой мощности лазера для перехода в режим глубокого проплавления порошкового слоя Ti-6Al-4V при  $d = 50$  мкм [2] в установившемся режиме сканирования (а) и в области точки поворота луча (б). Линейная экстраполяция данных дает пороговое значение мощности для перехода в режим глубокого проплавления в экспериментах [2]  $P_{ПОР} = 20$  Вт

Таблица 1

Свойства металлов

Свойства	Fe	Ti	Cu	Al
Плотность, кг/м <sup>3</sup>	7800	4110	9150	2800
Теплопроводность, Вт/(м×град)	44	18	320	236
Температуропроводность, ×10 <sup>-6</sup> м <sup>2</sup> /с	4,38	6,5	80	83
Динамическая вязкость, ×10 <sup>-3</sup> Н×с/м <sup>2</sup>	4,95	5,2	4,1	1,38
Температурный коэффициент поверхностного натяжения, Н/(м×град) ×10 <sup>-3</sup>	0,49	1,075	0,21	0,35
Температура плавления, °С	1535	1680	1083	660
Температура кипения, °С	2735	3300	2590	2450

Выполнение гидродинамического условия соизмеримости толщины вязкого слоя  $\delta$  и расплавленного слоя  $h$  при плотности мощности лазерного луча выше порогового значения  $1,5$  МВт/см<sup>2</sup> (для железа при  $d = 50$  мкм) представлено на рисунке 5. Заштрихованная область соответствует условию прилипания вязкого слоя к границе плавления ( $h = \delta$ ).

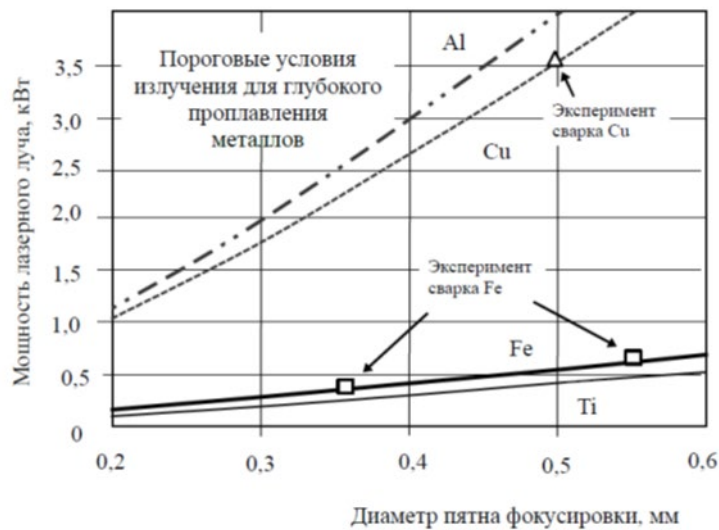
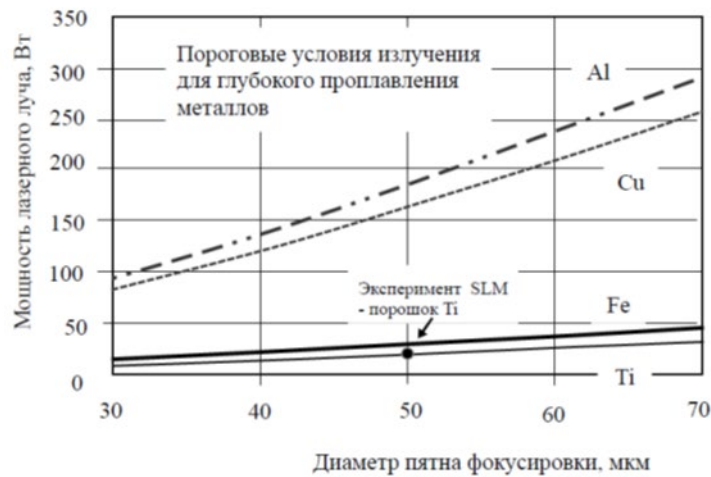


Рисунок 4 – Пороговые условия перехода в режим глубокого проплавления лазерным лучом Al, Cu, Fe, Ti для условий селективного плавления порошкового слоя (а) и сварки (б). Точками представлены экспериментальные данные:

□ – сталь А3, сварка при  $d = 0,36$  и  $d = 0,55$  мм [26];

△ – сварка меди [27];

● – селективное лазерное плавление порошкового слоя Ti-6Al-4V [2]



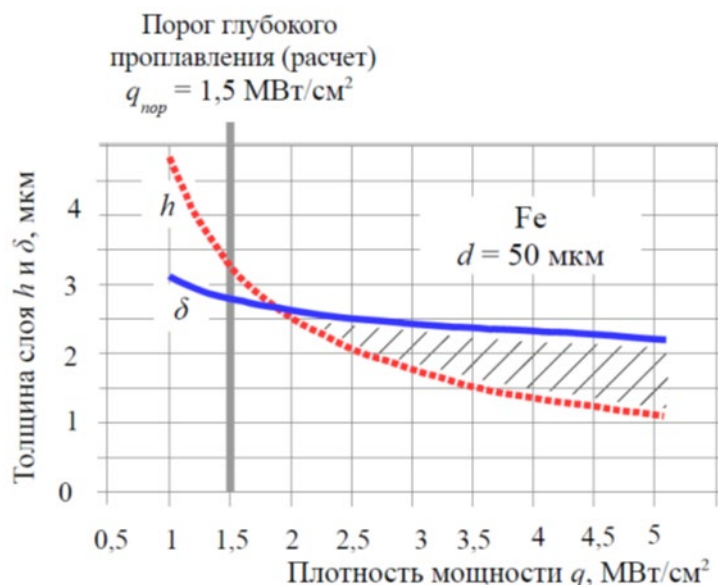


Рисунок 5 – Соизмеримость расчетных значений толщины расплавленного слоя  $h$  и толщины вязкого слоя  $\delta$ , создаваемого термокапиллярным потоком, вблизи расчетного порога глубокого проплавления ( $q_{пор} = 1,5 \text{ МВт/см}^2$ ) для характерных условий селективного лазерного плавления железа (диаметр пятна фокусировки  $d = 50 \text{ мкм}$ )

#### 4. Заключение

Мы рассмотрели гидродинамические аспекты режима глубокого проплавления на основе термокапиллярного механизма удаления расплава из зоны облучения. Проанализировали гидродинамические характеристики течения расплава при характерных параметрах излучения ( $d = 50 \text{ мкм}$ ), используемого для аддитивного производства методом селективного лазерного плавления порошкового слоя. С помощью термокапиллярной модели глубокого проплавления оценены скорости гидродинамического потока расплавленного железа ( $V_X \sim 10 \div 20 \text{ м/с}$ ), ожидаемые при селективном лазерном плавлении порошкового слоя (при  $d = 50 \text{ мкм}$ ). Обоснованность прогноза подтверждается хорошей корреляцией расчетных и эмпирических значений скорости потока  $V_X$  для глубокого проплавления железа лазерным лучом при  $d = 900 \text{ мкм}$ .

Представлен анализ условия порогового перехода в режим глубокого проплавления для термокапиллярного гидродинамического механизма удаления расплава. Выполнен расчет пороговых условий перехода в режим глубокого проплавления для различных металлов (Al, Cu, Fe, Ti) и в широком диапазоне параметров излучения, который охватывает условия селективного лазерного плавления порошкового слоя и сварки. Полученные зависимости сравниваются с экспериментальными данными, включая результаты проведенного анализа опубликованных экспериментов по селективному лазерному плавлению порошкового слоя

Ti-6Al-4V. Отмечается, что зависимость пороговых условий от диаметра пятна фокусировки соответствует термокапиллярному механизму глубокого проплавления.

Корреляция расчетных и эмпирических данных дает основание для вывода о подобии термокапиллярных гидродинамических процессов в режиме глубокого проплавления, происходящих при селективном лазерном плавлении порошкового слоя и при сварке.

Сформулировано условие термокапиллярного порогового перехода в режим глубокого проплавления как необходимость прилипания вязкого слоя к твердой границе плавления, которое свойственно быстрому нагреву. Выполнение этого условия в режиме глубокого проплавления подтверждается проверкой соизмеримости толщины вязкого слоя и глубины расплавленного слоя вблизи пороговых условий.

### Благодарности

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН в части «изучение термокапиллярного глубокого проплавления при лазерной сварке» и РФФИ (проект No.16-29-11743 ofi\_m) в части «исследование пороговых условий режима глубокого проплавления при СЛП на основе термокапиллярного механизма».

### Литература

1. *Matialainen V-P, Piili H, Salminen A, Nyrhila O.* Preliminary investigation of keyhole phenomena during single layer fabrication in laser additive manufacturing of stainless steel. *Physics Procedia* 78 (2015) P. 377-387.
2. *Martin A A, Calta N P, Khairallah S A, et al.* Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing. *Nature Communications* 10, Article number: 1987 (2019).
3. *Thanki A, Goossens L, Mertens R et al.* Study of keyhole-porosities in selective laser melting using X-ray computed tomography. 9th Conference on Industrial Computed Tomography (iCT) 2019, 13-15 Feb, Padova, Italy (iCT 2019).
4. *Gunenthiram V, Peyre P, Schneider M, Dal M et al.* Analysis of laser–melt pool–powder bed interaction during the selective laser melting of a stainless steel. *Journal of Laser Applications*, 2017, 29 (2), pp. Article number 022303. <10.2351/1.4983259>. <hal-01664637>
5. *Bidare P, Bitharas I, Ward R M et al.* Fluid and particle dynamics in laser powder bed fusion, *Acta Materialia* 142 (2018) P. 107-120.
6. *Guo Q, Zhao C, Escano L I et al.* Transient dynamics of powder spattering in laser powder bed fusion additive manufacturing process revealed by in-situ high-speed highenergy x-ray imaging. *Acta Materialia* 151 (2018) P. 169-180.
7. *Fabbro R, Dal M, Peyre P et al.* Analysis and possible estimation of keyhole depths evolution, using laser operating parameters and material properties. *Journal of Laser Applications*, 2018, vol. 30, No 3, 032410 (7pp).
8. *Gladush, G. G., Smurov I.* *Physics of Laser Materials Processing: Theory and Experiment* – Berlin: Springer-Verlag, 2011. – 534 p.
9. *Khomenko M D, Mirzade F.Kh.* Parametric investigation of microstructure after laser melting of metal powder layer. *Procedia Engineering*, 2017. Vol. 201. P. 645–654.

10. *Batanov V A, Fedorov V B.* Flushing Out the Liquid Phase – a New Mechanism of Producing Crater in Planar Fully Developed Evaporation of a Metallic Target by a Laser Beam. *ZhETF Pis. Red.* 17, No 7, 348-351 (5 April, 1973).
11. *Andrews J G, Athgey D R.* Hydrodynamic limit to penetration of a material by a high-power beam. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 1976, v. 9, No 15. P. 2181-2194.
12. *Klemens P G J.* Heat balance and flow conditions for electron beam and laser welding. *Appl. Phys.*, 1976, v.47. P. 2165.
13. *Fabbro R, Hamadou M, Coste F.* Metallic vapor ejection on melt pool dynamics in deep penetration laser welding. *Journal of Laser Applications*, 2004, v. 16, No 1. P. 16-19.
14. *Courtois M, Carin M, Le Masson P, Gaied S, Balabane M.* Guidelines in the experimental validation of a 3D heat and fluid flow model of keyhole laser welding. Conference: ICALEO 2015: 34th International Congress on Laser Materials Processing, Laser Microprocessing and Nanomanufacturing, January 2015. [DOI: 10.2351/1.5063185](https://doi.org/10.2351/1.5063185).
15. *DebRoy T, David S A.* Physical processes in fusion welding. *Rev. Mod. Phys.*, 1995, Vol. 67, No 1.
16. *Seidgazov R D.* Verification of the melt displacement mechanism in deep penetration laser welding. *Proceedings of the Forth International Conference* (Ed. by Prof B.E. Paton and Prof V.S. Kovalenko), 26-29 May, 2009, Crimea.
17. *Seidgazov R D.* Analysis of The Main Hydrodynamic Mechanisms in Laser Induced Keyhole Welding, 2019, The 8th International Conference on Advanced Optoelectronics and Lasers (CAOL-2019, Bulgaria, September 06-08). *IEEE Xplore Digital Library* (be published).
18. *Seidgazov R D.* Thermocapillary mechanism of melt displacement during keyhole formation by the laser beam. *J Physics D: Appl Phys*, 2009, v.42, No 17 (175501) (7 pp).
19. *Mahrle A, Beyer E.* Theoretical evaluation of radiation pressure magnitudes and effects in laser material processing. 2019 *Phys. Scr.* 94 075004.
20. *Seidgazov R D, Senatorov Yu M.* Thermocapillary mechanism of deep melting of materials by laser radiation. *Sov. J. Quantum Electronics.* 1988, 18 (3) P. 396–398.
21. *Seidgazov R D.* Thermocapillary Mechanism of Deep Penetration in Laser Beam Welding. *Mathematical Models and Computer Simulations.* 2011, Vol. 3, No. 2. P. 234–244.
22. *Eriksson I, Powell J, Kaplan A F H* (2011) «Measurements of fluid flow on keyhole front during laser welding». *Science and Technology of Welding and Joining*, 16:7. P. 636-641.
23. *Banishhev A F, Golubev V S, Khramova O D.* Study of the Key-Hole formation dynamics under high power laser action upon metals. *Laser Phys.* 1993. Vol. 1, № 6. P. 1198-1202.
24. *Kayukov S V.* Extension of potentialities of millisecond pulsed Nd:YAG lasers in the welding technology. *Quantum Electronics*, 2000, 30 (11). P. 941–948.
25. *Hirano K, Fabbro R, Muller M.* Experimental determination of temperature threshold for metal surface deformation during laser interaction on iron at atmospheric pressure. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 44 (2011) 435402 (11pp).
26. *Zou J L, He Y, Wu S, Xiao R S.* Experimental and theoretical characterization of deep penetration welding threshold induced by 1- $\mu$ m laser *Applied Surface Science* 357. September 2015.
27. *Гаращук В П, Величко О А, Давыдова В В.* Влияние средней освещенности в пятне фокусировки на глубину проплавления при сварке лазерным импульсом. *Автоматическая сварка*, 1971, №5. С. 31.
28. *Батанов В. А., Федоров И Б.* Flushing Out the Liquid Phase – a New Mechanism of Producing Crater in Planar Fully Developed Evaporation of a Metallic Target by a Laser Beam. *ZhETF Pis. Red.* 17, No 7. P. 348-351 (5 April, 1973) ([http://www.jetpletters.ac.ru/ps/1541/article\\_23562.shtml](http://www.jetpletters.ac.ru/ps/1541/article_23562.shtml)).
29. *Achim Mahrle, Eckhard Beyer.* Theoretical evaluation of radiation pressure magnitudes and effects in laser material processing, 2019, *Physica Scripta* in press <https://doi.org/10.1088/1402-4896/ab04c3>
30. *Сейдгазов Р. Д. Сенаторов Ю. М.* Квантовая электроника. 1988.

## Аддитивная технология послойного выращивания изделий из жаропрочной стали с помощью электронного луча

Рожков К.А.<sup>1</sup>, Старков И.Н.<sup>1</sup>, Лялин А.Н.<sup>1</sup>, Ольшанская Т.В.<sup>2</sup>,  
Корнилов С.Ю.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> «Пермский завод «Машиностроитель»;

<sup>2</sup> Пермский национальный исследовательский политехнический университет, кафедра СПМиТМ;

<sup>3</sup> ООО «НПК ТЭТа».

e-mail: [starkov.95@bk.ru](mailto:starkov.95@bk.ru)

**Аннотация.** Данная работа посвящена послойному выращиванию образцов из жаропрочной стальной проволоки ЭП-609Ш. Авторами были проведены работы по послойному выращиванию образцов размерами 100x100x45 мм в количестве 4 штук, по подбору режимов наплавки и термообработки образцов и произведены неразрушающие, механические и металлографические исследования наплавленного металла с получением положительных результатов исследований.

### Введение

В современной промышленности аддитивные технологии получают все большее применение в различных отраслях машиностроения:

#### 1) Авиастроение:

– детали китайских палубного истребителя J-15 и узкофюзеляжного пассажирского самолета С919;

– турбовинтовой двигатель а-СТ7 - «аддитивная» версия турбовинтового двигателя СТ7, которая на 35% состоит из аддитивных деталей. 855 «традиционных» деталей заменены на 12 «аддитивных», включая маслоотстойники, корпуса подшипников, рамы, выхлопные трубы, жаровые трубы камеры сгорания, теплообменники и трубопроводы. Данный двигатель был применен на самолете разработки КБ сухого СУ-80;

– Всероссийский институт авиационных материалов в ближайшее время испытает планер и турбореактивный двигатель для беспилотника, при изготовлении которых применялись аддитивные технологии;

– впервые на отечественном истребителе последнего поколения Су-30МКИ будут применять напечатанные на 3D-принтере металлические детали.

#### 2) Ракетостроение:

– Европейское космическое агентство изготовила двигатели системы спасения (применяют в космическом пространстве);

– Европейское космическое агентство проводит испытания полностью напечатанного на 3D-принтере ракетного двигателя тягой 2,5 кН;

– США планируют запустить ракету Terran 1 к 2020 году, изготовленную полностью с помощью аддитивных технологий.

### 3) Автомобилестроение:

– аддитивные технологии применяются при изготовлении блоков цилиндров AUDI.

В настоящее время существует три основных вида послойного выращивания проволочным материалом металлических изделий:

- Дуговая наплавка – широко распространена во всех отраслях машиностроения, главные преимущества данной наплавки – это относительная простота оборудования и возможность применения ручной наплавки; главные недостатки – значительные сварочные деформации, низкие механические свойства наплавленного металла по сравнению с основным, небольшая точность наплавки: 3-5 мм, после которой требуется механическая обработка.

- Электронно-лучевая наплавка – современная, перспективная аддитивная технология наплавки различных материалов, включая тугоплавкие, например, вольфрам; механические свойства наплавленного металла полностью соответствуют основному металлу. Главные недостатки данного вида наплавки – это дорогостоящее оборудование, требования к вакууму и медленное внедрение в изготовлении изделий. Все работы по наплавке проводятся в лабораторных условиях.

- Лазерная наплавка — так же является современной и перспективной технологией послойного выращивания металлических изделий, как и наплавка с помощью электронного луча. Главное преимущество – это большая точность наплавки: 0,5-1 мм, большая скорость наплавки, возможность роботизации процесса. Главный недостаток – дорогостоящее оборудование, медленное внедрение в изготовление изделий.

### **Что же такое электронно-лучевая аддитивная технология?**

Процесс электронно-лучевой аддитивной наплавки происходит следующим образом (рис. 1): электронный пучок 1 с плотностью и мощностью достаточной для плавления, фокусируется на поверхности подложки, детали 2 или уже выращенного слоя металла 3. В месте обработки образуется ванна расплава 4, в которую вводится металлическая проволока 5, тем самым увеличивая объем расплавленного материала. При смещении положения обработки манипулятором путем движения подложки или пушки 6 в горизонтальном направлении происходит смещение ванны расплава, в результате чего наплавленный в предыдущий момент времени металл застывает.

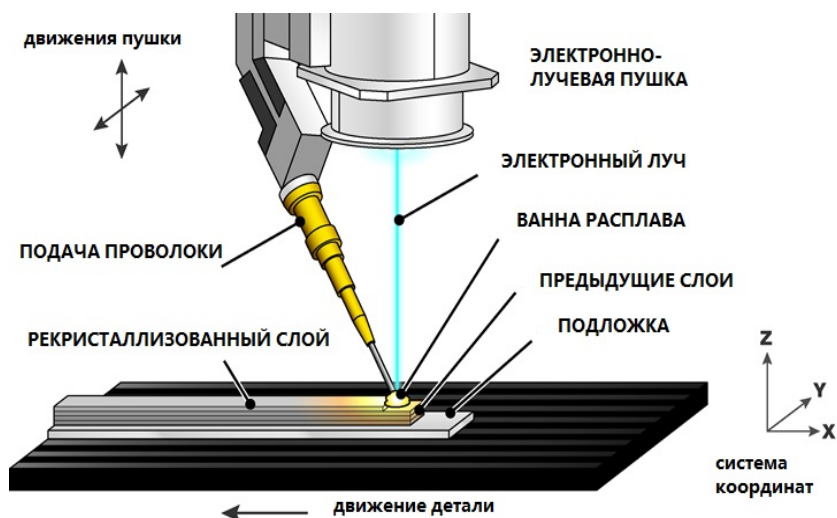


Рисунок 1 — Схема процесса электронно-лучевой аддитивной наплавки

### Оборудование для электронно-лучевой наплавки

Электронно-лучевую наплавку образцов осуществляли на установке ТЭТА 6Е250-НЕ (рис. 2) производства ООО «НПК ТЭТа», оснащенной энергоблоком с ускоряющим напряжением 60 кВ.



Рисунок 2 – Внешний вид установки для обработки электронно-лучевой технологии

В состав установки входят вакуумная камера 1 с откачной системой, электронно-лучевая терموкатодная пушка 2, 3-х позиционный манипулятор (рис. 3), механизм подачи проволоки (рис. 3) и система электропитания и управления установкой 3.

Пушка с комплектом аппаратуры электропитания и управления обеспечивает:

– генерацию электронного пучка с энергией до 60 кВ и мощностью до 60 кВт;

- фокусировку, отклонение и развертку электронного пучка. Последняя может быть произвольной формы и задается оператором;
- соосное с электронным пучком наблюдение зоны термического воздействия электронного пучка видеоустройством, входящим в состав пушки.

Рабочая (вакуумная) камера установки, в объеме которой выращивался образец, откачивается форвакуумным и турбомолекулярным насосами. Дополнительную откачку форвакуумным и турбомолекулярным насосами имеет и высоковольтный промежуток пушки. Высоковольтный промежуток пушки может быть герметично отсечен от объема вакуумной камеры затвором. Такая конструкция позволяет быстро заменить катод без развакуумирования установки в целом.

Механическая часть установки представляет собой 3-х позиционный манипулятор, расположенный в вакуумной камере, и механизм подачи проволоки, размещенный вне камеры. Подача проволоки в рабочую камеру осуществляется через вакуумный ввод с дополнительной откачкой.

Подача проволоки непосредственно к подложке осуществлялась под углом  $45^{\circ}$  относительно вертикальной оси и перпендикулярно к направлению перемещения координатного стола манипулятора.

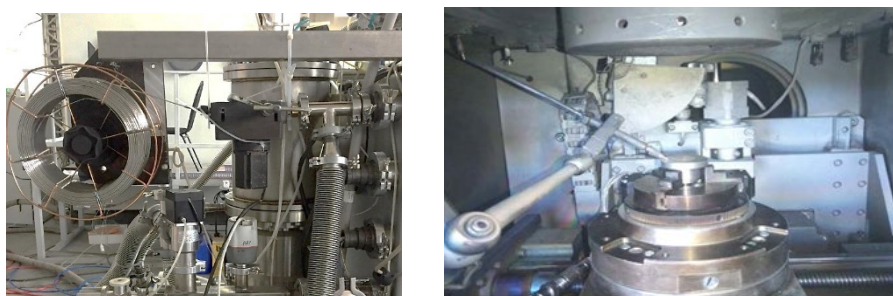


Рисунок 3 – Механизм подачи проволоки и 3-х позиционный манипулятор

Управление установкой и технологическим процессом выполняется программой TetaCEW, интерфейс которой представлен на рисунке 4.

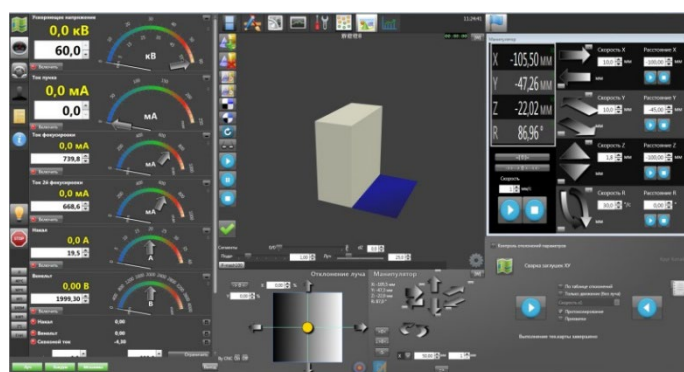


Рисунок 4 – Внешний вид окна управляющей программы TetaCEW для послойной проволоочной наплавки

Программа TetaCEW позволяет:

- визуализировать будущую печать с возможностью просмотра укладки материала на любом участке или слое и, если нужно, изменить параметры слайсинга;
- визуализировать процесс печати с оценкой оставшегося времени;
- прервать, приостановить и возобновить длительный процесс печати;
- изменять основные параметры в процессе печати: мощность луча, скорости подачи проволоки.

Процесс выращивания начинается с подготовки 3D-модели изделия (формат STL). В нашем случае это образцы размерами 100x100x45 мм. Файл с построенной моделью загружается в управляющую программу TetaCEW, где происходит ее слайсинг: разбиение на слои, создание алгоритма заполнения слоев проволочным материалом (задаются алгоритмы работы приводов манипулятора и механизма подачи проволоки), а также встраиваются команды управления электронным пучком. Далее происходит процесс наплавки.

Скорость перемещения подложки с наплавляемыми слоями металла составляла 30 мм/с при этом скорость подачи проволоки была в 1,5 раза больше. Для выращивания образца из жаропрочной стальной проволоки ЭП-609Ш требовался электронный пучок с мощностью около 2 кВт.

### **Наплавка образцов**

В связи с тем, что в жаропрочную сталь входят химически активные элементы, аддитивная технология послойного выращивания в вакууме с помощью электронного луча обеспечивает надежную защиту наплавленного и остывающего металла. Для выращивания образцов размерами 100x100x45 использовали сварочную проволоку Св-ЭП609Ш диаметром 1,6 мм.



Рисунок 5 – Наплавленные образцы из материала ЭП609-Ш

Применяемый материал ЭП609-Ш (листы) для изготовления изделий имеют следующие механические свойства, указанные в таблице 1.



Механические свойства наплавленного металла должны соответствовать основному металлу.

**Таблица 1**

Механические свойства стали ЭП609-Ш

Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>
Не менее 910	Не менее 785	Не менее 10	Не менее 50	75

После электронно-лучевой наплавки требуется термообработка для восстановления механических свойств согласно таблице 1 и снятия остаточных напряжений. Термообработку образцов вели по следующим режимам:

-закалка  $T=1000-1050$  °С (среда воздух), отпуск  $T=640-660$  °С (среда воздух) — образец №1, 3, 4 – данный режим используется при изготовлении листов и поковок из данного материала, механические свойства соответствуют требованиям таблицы 1;

-закалка в масло  $T=1000-1050$  °С (среда воздух), отпуск  $T=540-570$  °С (среда воздух) — образец №2 – данный режим повышает механические свойства данного материала, получаемые результаты выше требуемых.

После термообработки образцов были выполнены работы по определению внутренних дефектов неразрушающими способами контроля: ультразвуковой контроль, радиографический контроль.

В данных образцах допускаются наличие несплошностей эквивалентных плоскодонному отражателю диаметром 1,5 мм (допускаются единичные поры размером до 1,5 мм).

По результатам рентгенографического контроля в образцах №1-4 дефекты не обнаружены, по результатам ультразвукового контроля — в образцах №2, 3 обнаружены несплошности (несплавление), в образцах №1, 4 дефекты не обнаружены.

Обнаруженные несплавления в образцах №2, 3 образовались в связи с неконтролируемым увеличением скорости перемещения позиционного манипулятора (перегрев двигателей). Для устранения данного замечания при аддитивной наплавке предлагается использовать медную водоохлаждаемую подкладку для отвода тепла и систему охлаждения двигателей манипулятора.

Для сравнения требуемых (таблица 1) и полученных механических свойств были проведены разрушающие испытания с определением следующих характеристик: временное сопротивление разрыву, предел текучести, относительное удлинение и сужение, ударная вязкость. Результаты механических испытаний представлены в таблице 2.

**Таблица 2**

**Механические свойства образцов**

Мех. свойства	Образец №1	Образец №2	Образец №3	Образец №4
Временное сопротивление разрыву, МПа	1143	873	1163	1176
Предел текучести, МПа	956	776	986	995
Относительное удлинение, %	13	17,6	13,5	11,9
Относительное сужение, %	53,3	67	53,3	59
Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	77	196,6	126,6	112,6

Образцы №1, 3, 4 по механическим свойствам соответствуют требованиям.

Образец №2 не соответствует требованиям. При термообработке образца не были соблюдены время заковки и отпуска, что привело к понижению механических свойств. Так же для заковки в масло требуется дополнительное оснащения вентиляцией для устранения паров масла, что приводит к удорожанию данного вида термообработки.

**Заключение**

1. Аддитивная технология послойного выращивания в вакууме с помощью электронного луча пригодна для изготовления изделий из высоколегированных сталей.

2. По результатам неразрушающих исследований при процессе электронно-лучевой наплавки не образуются поры, так как процесс изготовления происходит в вакууме.

3. Данная технология позволяет получать механические свойства наплавленного металла выше, чем у основного материала.

4. Изготовление изделий (например, корпусов с внешними ребрами жесткости) послойным выращиванием в вакууме с помощью электронного луча позволяет снизить себестоимость и цикл изготовления товарной продукции.

**Литература**

1. Установка электронно-лучевого выращивания металлических изделий / И.Ю. Бакеев, Ю.А. Бурачевский, В.А. Бурдовицин, И.В. Осипов, А.Г. Рау, Г.В. Семенов // Доклады ТУСУРа – том 20, №3. Томск, 2017. С. 76-78.

2. Конструкционные материалы. Свариваемость и сварка / Т.В. Олышанская // Учебное пособие. Пермь: ПНИПУ, 2015. – 242 с

## Структурные особенности изделий из никелевого суперсплава, сформированных методом электронно-лучевого аддитивного производства

Фортуна С.В.<sup>1</sup>, Гурьянов Д.А.<sup>2</sup>, Калашников К.Н.<sup>3</sup>,  
Колубаев Е.А.<sup>4</sup>

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>1</sup> [s\\_fortuna@ispms.tsc.ru](mailto:s_fortuna@ispms.tsc.ru),

<sup>2</sup> [desa-93@mail.ru](mailto:desa-93@mail.ru),

<sup>3</sup> [sso.spektr.asu@gmail.com](mailto:sso.spektr.asu@gmail.com),

<sup>4</sup> [eak@ispms.ru](mailto:eak@ispms.ru)

**Аннотация.** В данной работе получено изделие в форме стенки из жаропрочного суперсплава на основе никеля ЖС6У с помощью проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии (3-D печати). Формирование изделия происходило на подложки из аустенитной стали 12Х18Н9 с водяным охлаждением. Исследования, проведенные методами оптической металлографии, растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, показали наличие микроструктурного и элементного градиента по высоте изделия. Установлено, что рост столбчатых дендритов (за счет осей симметрии первого порядка) происходит антипараллельно направлению температурного градиента. Материал сформированного изделия составлен ориентированными колониями столбчатых дендритов без внутренних разориентировок. Колонии столбчатых дендритов преимущественно ориентированы кристаллографическими направлениями типа  $\langle 001 \rangle$  вдоль направления аддитивного выращивания изделия.

### Введение

Суперсплавы (жаропрочные сплавы на основе никеля) создавались и используются для изготовления методом литья (в том числе литья с направленной кристаллизацией) лопаток и других деталей горячих трактов современных газотурбинных двигателей авиационного и энергетического назначения [1]. При этом наилучшими эксплуатационными характеристиками обладают лопатки турбин с направлено кристаллизованной монокристаллической микроструктурой [1]. Известные на настоящее время технологии литья с направленной кристаллизацией являются чрезвычайно ресурсоемкими. Как в плане образования большой доли фактически невозвратных, или трудно регенерируемых, отходов очень дорогостоящих материалов, так и по трудоемкости с множеством технологических переходов, сложности оборудования и т.п. Современные подходы к реализации направленной кристаллизации основаны на методе Бриджмена, в котором происходит перемещение расплава жаропрочного сплава в керамической форме из зоны нагрева в зону охлаждения [2]. При данном методе отвод тепла осуществляется только за счет радиационного охлаждения, что приводит к небольшим значениям температурного градиента ( $G \sim 10\text{-}20^\circ\text{C}/\text{см}$ ) на

фронте кристаллизации. В следствии этого, происходит формирование структуры с крупными дендритами, значительная ликвация и образование пористости. Кроме того, могут формироваться дефекты типа фриклов [3]. Для более эффективного отбора тепла был разработан метод Liquid Metal Cooling (LMC) [4]. Как и в случае метода Бриджмена, происходит перемещение формы с расплавом из зоны нагрева, но зона охлаждения представлена жидким относительно легкоплавким металлом. Конвективное охлаждение теплоносителя в виде расплава значительно повышает скорость охлаждения и температурный градиент. В настоящее время с помощью LMC метода удалось достичь значений температурного градиента вплоть до  $G=200-250^{\circ}\text{C}/\text{см}$ . Однако, повышение скорости охлаждения приводит к изгибу фронта кристаллизации, появлению радиальных температурных градиентов, зарождению центров кристаллизации на стенках формы и формированию неравновесных фаз, таких как эвтектика  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы.

Процесс аддитивного производства не требует наличие форм, тиглей и пр., т.к. происходит послойное выращивание изделия. В связи с этим радиальная составляющая температурного градиента, обусловленная только наличие радиационного охлаждения, не позволяет фронту кристаллизации изогнуть так, чтобы начали формироваться паразитические зерна. Применение водоохлаждаемой подложки с теплопроводностью выше наносимого материала позволяет достичь температурного градиента, соответствующего уровню LMC. В ближайшей перспективе развитие потенциальных возможностей интенсивно развивающихся аддитивных технологий позволит свести технологию производства лопаток турбореактивных двигателей с монокристаллической микроструктурой к одной – двум операциям. И в этом направлении уже имеются ощутимые достижения. Например, авторы работы [5] добились эпитаксиального послойного роста суперсплава Inconel 718 на подложке из направленно кристаллизованного умеренно легированного суперсплава на основе никеля в процессе эпитаксиальной лазерной технологии из порошкового материала (E-LMD). Развитие результатов этого исследования в производство позволит производить ремонт изношенных или поврежденных лопаток турбореактивных двигателей с монокристаллической микроструктурой. Существуют и другие работы, например, [6, 7], посвященные организации направленной кристаллизации в аддитивном процессе. Всех их объединяет применение монокристаллических подложек или подложки с направленной кристаллизацией из родственного по составу и структуре материала. Однако, при данном подходе происходит удорожание процесса.

В настоящее время в работах, посвященных направленной кристаллизации суперсплавов на основе никеля, крайне редко в качестве подложек рассматриваются относительно доступные по стоимости

поликристаллические материалы с изоморфной кристаллической решеткой в виде листового проката.

### **Материал и методы исследования**

В данной работе методом аддитивной электронно-лучевой технологии получили упрощенные изделия в виде вертикальных стенок из никелевого сплава на стальных подложках. Исходным материалом служили прутки суперсплава ЖС6У и подложки в виде листового проката из аустенитной стали 12Х18Н9 с водяным охлаждением. Изделия получали на установке, описанной в работах [8, 9]. Формирование изделий происходило в вакууме с заданными значениями ускоряющего напряжения (25 кВ), тока пучка электронов (36-45 мА) и частоты развертки электронного пучка (1 кГц). Траектория печати изделий была однонаправленной, т.е. в процессе формирования изделий перемещение рабочего стола относительно электронного пучка осуществлялось только в одном направлении для каждого из слоев. Одна из полученных стенок состояла из 16 слоев и имела высоту 19 мм. Для исследования макро- и микроструктуры материала, изготавливались продольные и поперечные полированные и травленные металлографические шлифы. Шлифы изделия из суперсплава травили в растворе Марбле [10]. Исследования микроструктуры при помощи лазерного конфокального сканирующего микроскопа Olympus LEXTOLS 4100 (Япония) и сканирующего электронного микроскопа Zeiss LEO EVO 50 (Германия). Элементный (химический) состав определялся методом рентгено-флюоресцентного анализа при помощи анализатора Thermo Scientific Niton XL3t (США). Рентгеноструктурные исследования проводили при помощи дифрактометра Буревестник ДРОН-7 (Россия) в характеристическом излучении кобальта  $K_{\alpha}$  и геометрии ассиметричной съемки [11]. Определение отклонения заданного кристаллографического направления  $\langle 001 \rangle$  от направления аддитивного выращивания производили методом качания.

### **Результаты и обсуждение**

Как показали результаты исследований материал сформированного изделия по химическому составу соответствует исходному материалу прутков из никелевого суперсплава ЖС6УК (см. таблицу 1).

Структура материала полученного изделия представлена исключительно ориентированными колониями микроструктурных столбчатых дендритов. Колонии дендритов выросли эпитаксиально, преимущественно в направлении аддитивного выращивания (нормально к плоскости подложки) и практически на всю высоту изделия. Колонии дендритов имеют радиальные разориентировки относительно направления аддитивного выращивания вдоль направления траектории

печати лежат в интервале от +25 до -15°. При этом внутри колоний дендритов азимутальные разориентировки не выявляются. В работе [5] авторы показали, что разориентировки могут появляться в результате формирования вторичных фаз в виде карбидов типа MC на фронте кристаллизации. Появление подобных вторичных фаз зависит от температурных параметров процесса кристаллизации и дендритной ликвации.

**Таблица 1**

Результаты определения химического состава материала изделия и марочный химический состав никелевого суперсплава ЖС6У по ОСТ 1 90126-85 [12]

Материал	Содержание химических элементов, % вес.										
	W	C	Ni	Al	Co	Cr	Mo	Nb	Ti	Fe	Ост альн ое
Изделия	10,30 ± 0,12	н.о.*	59,22 ± 0,25	5,54 ± 0,30	9,44 ± 0,08	8,05 ± 0,08	1,81 ± 0,02	1,01 ± 0,01	2,56 ± 0,08	0,35 ± 0,02	1,16 ± 0,13
Согласно [12]	9,5 - 11,0	0,13 - 0,20	54,3 - 62,7	5,1 - 6,0	9,0 - 10,5	8,0 - 9,5	1,2 - 2,4	0,8 - 1,0	2,0 - 2,9	≤1,0	≤2,0

\* - содержание углерода методом рентгено-флюоресцентного анализа не определяется

В отличие от работы [5], где эпитаксиальный рост аддитивного изделия осуществлялся из порошкового материала посредством лазерного плавления, в наших экспериментах 3-D печать осуществлялась посредством EBAM технологии из прутков. При этом траектория печати оставалась постоянной (однонаправленной с одинаковой скоростью подачи) на протяжении всего процесса выращивания. В подобных условиях 3-D печати в ванне расплава сохранялись постоянные условия отвода тепла за счет излучения и (преобладающего) за счет теплопроводности через предыдущие слои в охлаждаемую подложку. Отвод тепла посредством излучения реализуется в верхней полусфере от поверхности ванны расплава изотропно. Тогда как теплоотвод посредством теплопроводности остро направлен антипараллельно градиенту температуры (к охлаждаемой подложке). Вместе с тем в результате движения рабочего стола, обеспечивающего траекторию печати, фронт кристаллизации в ванне расплава имеет специфическую форму. В сечении, совпадающем с плоскостью траектории 3-D печати, фронт кристаллизации имеет S-образный вид. Подобная не симметричная

форма фронта кристаллизации обуславливает отклонение направления градиента температуры от вертикального. Что в свою очередь приводит к отклонению направления роста осей дендритов первого порядка от вертикального.

Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что выше описанное справедливо для трети колоний дендритов. Тогда как большая их часть ориентирована вертикально или, что тоже самое, нормального к плоскости подложки. Кроме того, было установлено следующее. ГЦК кристаллические решетки  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз, являющихся основой дендритов, имеют преимущественную кристаллографическую ориентацию  $\langle 001 \rangle$  вдоль аддитивного выращивания.

В объеме изделия столбчатые (ячеистые в планарной плоскости) дендриты при удалении от подложки начинают формировать оси второго порядка. В областях у свободных поверхностей изделия не происходит формирование новых зерен (колоний дендритов), что говорит о достаточном отводе тепла от ванны расплава. В междендритном пространстве формируются карбиды (типа  $MC$ ,  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$ ),  $\gamma/\gamma'$ -эвтектика и топологически плотноупакованные фазы ( $\sigma$ ,  $\mu$ , фаза Лавеса). Вторичные фазы выделяются либо в виде частиц неправильной формы, либо в виде строчек иероглифов [13].

В отличие от материала, полученного литьем, при данном подходе (EBAM) формируется тонкодендритная (микро масштабного уровня) и однородная структура. Расстояния между осями дендритов на порядок меньше, чем в литом состоянии. Увеличение расстояния между осями дендритов первого порядка по мере удаления от подложки (9,6 у подложки и 30,1 мкм в верхней части изделия) вызвано уменьшением скорости охлаждения. Колонии дендритов, при направленном аддитивном росте, имеют близкие кристаллографические ориентации, о чем свидетельствует однородное травление. Так же отметим, что основная упрочняющая  $\gamma'$ -фаза с ГЦК решеткой на основе интерметаллидного соединения  $Ni_3(Al,Ti)$  представлена структурными элементами только в форме кубоидов (с характеристическим размером  $\sim 70$  нм), в то время как в литом состоянии могут образовываться относительно крупные (до 1 мкм) кубоиды данной фазы, как в дендритах, так и в междендритном пространстве.

Отличительными особенностями обладает микроструктура границ ванны расплава, поверхности изделия и переходной области у границы с подложкой. На границе ванны расплава происходит измельчение и фрагментация выделений вторичных фаз (карбидов,  $\gamma/\gamma'$ -эвтектики, топологически плотноупакованных фаз). Их морфология переходит от строчек иероглифов к отдельным частицам. Аналогичные изменения происходят и с осями дендритов. Происходит укрупнение осей первого порядка (что согласуется с данными работы [14]), менее регулярное

формирование осей второго порядка и переход от столбчатой морфологии к близкой к равноосной. Также в осях дендритов начинает происходить выделение вторичных фаз.

Вблизи верхней свободной поверхности изделия, в условиях изотропного отвода тепла в верхнюю полусферу посредством излучения, микроструктура утрачивает вид столбчатых дендритов с направленным ростом. В этой области морфология дендритов стремится к равноосной, толщина осей дендритов и расстояние между ними становятся хаотичными. Однако, несмотря на возрастающий вклад радиационной составляющей в общий теплоотвод, дендриты не достигают равноосной морфологии. Подобное свидетельствует о том, теплопроводность в охлаждаемую подложку является доминирующим механизмом отвода тепла в данных условиях.

Переходная область между материалами подложки и изделия характеризуется остро направленным ростом дендритов, отсутствием осей второго порядка, едва различимыми границами осей первого порядка и, как говорилось выше, наименьшим расстоянием между осями дендритов первого порядка. Очевидно, что в данной области имеет место наибольшее значение температурного градиента. И, соответственно, реализуется чрезвычайно быстрое охлаждение. Согласно литературным данным [14] подобная структура свидетельствует о больших значениях температурного градиента низких значениях скорости кристаллизации.

На границе с подложкой выявляется тонкий (до 10 мкм) слой с однородной структурой не разрешимой методами оптической металлографии и растровой электронной микроскопии. Наличие подобного слоя свидетельствует о хорошей адгезии нанесенного материала с подложкой [15]. Кроме того, данная область отличается наличием выпавших частиц большой плотности, а также менее интенсивным выделением вторичных фаз, что вызвано значительным перемешиванием материалов подложки на основе железа и изделия на основе никеля.

### **Заключение**

Анализ результатов исследований, проведенных в коллективе авторов настоящей работы, показал, что в процессе электронно-лучевой аддитивной технологии (3-D печати) из филаментов возможно формирование изделий из суперсплава на основе никеля с направленной столбчатой микроструктурой. При этом направленная кристаллизация реализуется преимущественно антипараллельно градиенту температур, т.е. нормально к плоскости поверхности охлаждаемой подложки в виде листового проката из аустенитной стали 12X18Н9. Преимущественная ориентация ГЦК кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз, являющихся основой материала формируемого изделия, соответствует



кристаллографическому направлению типа  $\langle 001 \rangle$ . А указанное кристаллографическое направление совпадает с нормалью к поверхности подложки.

Отметим, что реализация направленной кристаллизации с необходимой кристаллографической ориентацией материала суперсплава на подложке из относительно доступного материала выгодно отличает аддитивный метод электронно-лучевой аддитивной технологии (3-D печати) из филаментов.

## Литература

1. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н., Демонис И.М., Орехов Н.Г. Направленная кристаллизация жаропрочных никелевых сплавов // Технология легких сплавов, 2007, № 2, С. 60–70.
2. Versnyder F.L., Shank M.E. The development of columnar grain and single crystal high temperature materials through directional solidification // Materials Science and Engineering: A, 1970, V. 6, P. 213-247.
3. Copley S.N., Giamei A.F. Origin of 'Freckles' in Ni-base superalloy // Johnson S. Metallurgical Transaction, 1970. V. 1. P. 2193-2204.
4. Giamie A.F., Tschinkel J.G. Liquid metal cooling: A new solidification technique // Metallurgical and Materials Transactions A. 1976. V. 7 (9). P. 1427-1434.
5. Lei Zh., Lu N., Yu X. Epitaxy and new stray grain formation mechanism during epitaxial laser melting deposition of Inconel 718 on directionally solidified nickel-based superalloys // Journal of Manufacturing Processes, 2019. V. 42. P. 11–19.
6. Liang Y.-J., Li J., Li A., Pang X.-T., Wang H.-M. Solidification path of single-crystal nickel-base superalloys with minor carbon additions under laser rapid directional solidification conditions // Scripta Materialia, 2017, V. 127, P. 58-62.
7. Zhou Z., Huang L., Shang Y., Li Y., Jiang L., Lei Q. Causes analysis on cracks in nickel-based single crystal superalloy fabricated by laser powder deposition additive manufacturing // Materials and Design, 2018. V. 160. P. 1238-1249.
8. Filippov A. V., Khoroshko E. S., Kalashnikova T. A., Chumaevskii A. V., Kalashnikov K. N. Structure formation in electron beam additive manufactured austenitic steel // AIP Conference Proceedings, 2018. V. 2053, 030015.
9. Kalashnikova T. A., Khoroshko E. S., Chumaevskii A. V., Filippov A. V. Surface morphology of 321 stainless steel obtained by electron-beam wire-feed additive manufacturing technology // AIP Conference Proceedings, 2018. V. 2051, 020114.
10. Gontcharov A., Tian Y., Lowden P., Brochu M. Mechanical Properties and Structure of Laser Beam and Wide Gap Brazed Joints Produced Using Mar M247–Amdry DF3 Powders // Journal of Engineering for Gas Turbines and Power. 2019. V. 141 (4), 041031.
11. Миронов Ю.П., Мейснер Л.Л., Лотков А.И. Структура поверхностных слоев никелида титана, сформированных импульсным электронно-лучевым плавлением // Журнал технической физики. 2008. Т. 78. № 7. С. 118-126.
12. ОСТ 1 90126-85 Жаропрочные литые сплавы.
13. Basak A., Das S. Microstructure of nickel-base superalloy MAR-M247 additively manufactured through scanning laser epitaxy (SLE) // Journal of Alloys and Compounds. 2017. V. 705. P. 806 – 816.
14. Karimi P., Sadeghi E., Åkerfeldt P., Ålgårdh J., Andersson J. Influence of successive thermal cycling on microstructure evolution of EBM-manufactured alloy 718 in track-by-track and layer-by-layer design // Materials and Design. 2018. V. 160. P. 427-441.
15. Lu X., Zhou Y.F., Xing X.L., Wang B., Yang Q.X., Gao S.Y. Surface additive manufacturing of Ni-based superalloy/H13 steel system by laser depositing: Microstructure, microhardness and flexural response // Surface & Coatings Technology, 2018, V. 337, P. 525-535.

## **Раздел 4.**

### **Оборудование для электронно-лучевой обработки**

## **Задачи разработки адаптированного человеко-машинного интерфейса для управления зарубежным электронно-лучевым сварочным оборудованием**

Авдюшев В.В., Куниченко Г.В.

ООО «Текарте»

[mail@tekarte.ru](mailto:mail@tekarte.ru)

Компания ООО «Текарте» основана в 1992 году и специализируется на проектировании, производстве, вводе в эксплуатацию и сервисном обслуживании электронно-лучевой технологической аппаратуры и автоматизированных сварочных установок. Ведущие специалисты компании имеют более чем 25-летний опыт работы в области разработки и производства электронно-лучевого оборудования. Они стояли у истоков разработки и производства электронно-лучевой аппаратуры Сумского производственного объединения «Электрон» (ОАО «СЭЛМИ») серий ЭЛА60/60, ЭЛА15, ЭЛА30, ЭЛА60Б, известных в России и за ее пределами. Немалый производственный и технологический опыт был приобретен благодаря сотрудничеству с ИЭС им. Е. О. Патона.

С 2003 г. у компании началось тесное сотрудничество с французской фирмой «Technix» в плане разработки и производства мультифункционального высоковольтного источника для питания пушек с косвенным подогревом катода, выполненного из LaB<sub>6</sub>. К производству электронно-лучевой аппаратуры серии ЭЛТА-60 с применением мультифункционального высоковольтного источника фирмы «Technix» компания приступила в 2007 г. Было освоено производство и осуществлена поставка на различные предприятия России электронно-лучевой аппаратуры с ускоряющим напряжением 60 кВ и мощностью от 6 кВт (ЭЛТА-60.6) до 60 кВт (ЭЛТА-60.60). Электронно-лучевые пушки предназначались для установки как внутри вакуумной камеры, так и снаружи.

Статистика и анализ технологических производственных задач, современный уровень развития техники и технологий привели к пониманию необходимости использования в аппаратуре электронно-лучевой пушки с прямым накалом катода. Начиная с мая 2018 года, наша компания приступила к производству электронно-лучевой аппаратуры на основе прямонакальной пушки. В зависимости от требований заказчика к технологическим параметрам установки и его финансовых возможностей компания ООО «Текарте» осуществляет комплектацию сварочных установок электронно-лучевой аппаратурой с пушкой и высоковольтным источником производства компаний Республики Корея и компаний Германии («Pro-Beam» и «STEIGERWALD STRAHLTECHNIK»).

Основным критерием оценки любого электронно-лучевого оборудования является не только качество электронного луча, но и заложенные в аппаратуре возможности по управлению его параметрами. Стабильность параметров луча, их повторяемость от сварки к сварке и технологические возможности аппаратуры обеспечиваются наличием в аппаратуре ряда функций:

- автоматическая юстировка электронно-оптической системы пушки;
- электронно-лучевая печать;
- документирование параметров электронно-лучевой сварки;
- автоматическая калибровка параметров электронного луча;
- автоматическое слежение за стыком и электронно-оптическое наблюдение формирования шва;
- многолучевая технология, позволяющая объединять в единый процесс, к примеру, предварительный нагрев, сварку и косметическую обработку сварного шва.
- система профилирования электронного луча, включающая измерения диаметра пятна и угла дивергенции электронного луча.

И это далеко неполный список.

С каждым годом функциональные и, как следствие, технологические возможности электронно-лучевого сварочного оборудования зарубежного производства стремительно расширяются. И точно такими же темпами усложняются управление и обслуживание этого оборудования. В настоящее время непростой задачей для оператора стало понимание модели управления аппаратурой, что усложняет и его работу с интерфейсом.

Интерфейсы в настоящее время разрабатываются с учетом опыта взаимодействия с оборудованием (так называемый UX (User Experience) дизайн). Однако опыт отечественных операторов значительно отличается от опыта операторов за рубежом. Анализ причин такого разрыва – не тема этой конференции. Речь идет о том, что пользовательский интерфейс современного электронно-лучевого оборудования предполагает более высокий уровень подготовки специалистов-операторов. Специалист должен одновременно быть компетентным в электронно-лучевой сварке, иметь навыки программирования ЧПУ, понимать взаимосвязь функциональных систем оборудования и т.д. Такого уровня оператор мог бы успешно и в полном объеме использовать зарубежное электронно-лучевое сварочное оборудование на отечественных предприятиях, нуждающихся в современных технологиях. Подготовка такого специалиста – хоть и непростая, но решаемая задача. Но в случае решения этой задачи на производстве появятся определенные риски, связанные с человеческим фактором, некоторая зависимость от этого специалиста. С одной стороны, имеющиеся функциональные возможности современного

оборудования минимизируют человеческий фактор в технологическом процессе, а с другой стороны, подготовка уникального специалиста порождает этот самый человеческий фактор в форме зависимости производства от этого уникального специалиста.

К сожалению, описанная ситуация приобрела масштаб государственной проблемы. В совместном докладе международной консалтинговой компании BCG и World Skills, подготовленном при поддержке госкорпорации «Росатом», говорится о том, что компетенции почти 34 миллионов человек, трудящихся в России, иногда избыточны, а чаще недостаточны для занимаемой должности. Таким образом образовалась так называемая «квалификационная яму» (skills mismatch). Решать этот вопрос системно можно и нужно только на государственном уровне, организовывая специальные курсы переквалификации и повышения квалификации. Но это дело перспективы и требует колоссальных затрат. А проблема стоит сегодня, и решать ее нужно оперативно.

Нашей компанией еще в середине 90-х годов прошлого столетия были осуществлены поставки своих компьютеризированных и, практически полностью автоматизированных, электронно-лучевых сварочных установок в Египет. Именно в Египте мы столкнулись с пониманием того, что подготовить обслуживающий персонал для нашего компьютеризированного электронно-лучевого оборудования, так сказать «на стороне», практически не представлялось возможным. И дело было не в сложности самого оборудования или отсутствии компьютерной грамотности обслуживающего персонала. Главная проблема была в том, что разработанный нами в то время уровень UI (User Interface) дизайна не соответствовал уровню понимания оператора. Обслуживать электронно-лучевое оборудование в Египте пришлось нашим специалистам до тех пор, пока совместно с оператором-пользователем нами не был разработан удобный, интуитивно понятный ему пользовательский интерфейс. Чуть ли не единственным требованием, предъявляемым к обслуживающему персоналу электронно-лучевого оборудования, стало умение включить/выключить компьютер и вызвать управляющую программу с рабочего стола компьютера.

Разработке UX/UI дизайна наша компания уделяла и уделяет особое внимание. На всех предприятиях, где мы устанавливаем разработанное и произведенное нами оборудование, мы всегда интересуемся, удобен и понятен ли интерфейс. Всегда выслушиваем замечания по интерфейсу и оперативно его корректируем.

В настоящее время мы решаем задачу по адаптации системы управления электронно-лучевой аппаратуры компании ProBeam к уровню отечественного среднестатистического оператора электронно-лучевой

сварочной установки. Поэтому, как на примере, остановлюсь именно на этом оборудовании.

Условно систему управления электронно-лучевой аппаратуры ProBeam можно разделить следующим образом:

- система управления электронным лучом;
- система ЧПУ.

Система управления электронным лучом в оборудовании ProBeam организована на базе компьютера с операционной системой Windows и включает:

- систему электронно-оптического мониторинга;
- многолучевую технологию;
- систему профилирования электронного луча;
- электронно-оптическую систему наблюдения за процессом сварки в онлайн режиме.

В настоящее время оператор практически любой квалификации и любого возраста обладает элементарными навыками работы с операционной системой Windows. Следовательно, освоение интерфейса программного обеспечения для управления электронным лучом, не вызовет у оператора серьезных трудностей, а потребует лишь определенной усидчивости при его изучении. Единственной помощью в освоении этого программного продукта может оказаться русификация пользовательского интерфейса, чем наша компания также занимается.

Но освоение интерфейса системы управления лучом является необходимым, но недостаточным условием для проведения сварки или решения другой технологической задачи. К примеру, невозможно изменить оперативно параметры луча в процессе сварки, изменяя их значения в интерфейсе. Это же справедливо и для всех функций управления в целом. Необходимо иметь четкое понимание взаимосвязи параметров луча, калибровочных коэффициентов и уметь их корректировать в основной программе управления до начала технологического процесса. Управление из основной программы всеми функциями системы и управление параметрами луча осуществляются с помощью ЧПУ.

Функции, заложенные в систему управления лучом, являются важными, качественно расширяющими возможности, как электронно-лучевой аппаратуры в частности, так и установки в целом, и в ряде случаев являются незаменимыми. Но для решения большинства существующих технологических задач функции системы управления лучом, все-таки является вспомогательными.

Основой же управления, как самой электронно-лучевой аппаратурой, так и установкой в целом является система ЧПУ. С помощью системы ЧПУ осуществляется:

- управление вакуумной системой;
- управление всеми параметрами электронного луча;
- управление всеми компонентами электронно-лучевой пушки;
- управление высоковольтным источником питания;
- управление позиционированием;
- управление системой управления лучом.

Система ЧПУ построена на базе Sinumerik 840Di sl совместно с системой приводов Sinamics S120.

Для работы с такой системой требуется не только навыки работы со стандартным ЧПУ на базе Sinumerik 840Di, но, что более важно, с интегрированными в эту систему ЧПУ всеми функциями, необходимыми для управления электронно-лучевым оборудованием ProBeam.

Достаточно сказать, что для составления технологической программы сварки потребуется глубокое знание более 180 команд, из которых стандартными для ЧПУ являются только 30 команд (команды G&M кодов).

Помимо этого, перед тем как запустить саму технологическую программу, необходимо выполнить целый ряд настроечных, юстировочных, калибровочных и других подготовительных процедур. Некоторые из этих процедур выполняются автоматически нажатием соответствующей кнопки, а для выполнения некоторых процедур требуются уже умения не только работы с ЧПУ такого уровня, но и навыки программирования на языках высокого уровня.

Следует также отметить и некоторые существенные различия в подходе построения отдельных систем управления. Например, что касается, управления вакуумной системой. Во-первых, компания ProBeam исходит из того, что вакуумная система после ввода установки или аппаратуры в эксплуатацию работает практически постоянно. Т.е. не выключается ни на ночь, ни на выходные, ни в праздники. Противопожарная безопасность и ситуация внезапного выключения электроэнергии на наших предприятиях при отсутствии оператора не рассматриваются. Во-вторых, непривычным для отечественного пользователя является отображение текущего состояния компонентов вакуумной системы на мнемосхеме. Например, для наших операторов нормальным является зеленый цвет клапана, когда он открыт, и красный цвет, когда закрыт. У ProBeam клапаны закрашиваются зеленым цветом, когда они находятся в функционально верном состоянии, и красным – когда ошибка. Т.е. если все нормально, все клапаны закрашены зеленым цветом, независимо от того, в каком физическом состоянии они находятся. Это касается и насосов, и вакуумных датчиков. Оператора, имеющего большой опыт работы на отечественном оборудовании, реально может ввести в заблуждение зеленый цвет клапана напуска воздуха во время процесса сварки.

Основной задачей нашей компании является минимизировать трудности в освоении такого действительно Hi-Tech электронно-лучевого оборудования, сделать максимально простым, удобным и понятным процесс управления, настройки, калибровки оборудования и создания технологических программ. Нашей компанией видятся следующие пути решения этой задачи:

- полностью переработать пользовательский интерфейс ЧПУ;
- переработать пользовательский интерфейс отдельных функций ЧПУ;
- вывести из состава управления ЧПУ отдельные системы, оформив их в отдельном интерфейсе, тем самым упростив базовый алгоритм работы системы ЧПУ.

Для реализации этого решения мы рассматриваем разные способы, а именно:

- наша компания разрабатывает техническое задание для поставщика оборудования;
- наша компания решает поставленную задачу своими силами при активном содействии (консультации) специалистов компании-поставщика.
- наша компания берет на себя разработку систем управления отдельными функциями и процедурами оборудования, например, управление вакуумной системой, системой охлаждения, систем защиты.

Время покажет, насколько продуктивным, полезным и нужным окажется такой подход. В одном мы безоговорочно уверены, и это уже доказала практика и опыт нашей компании, что чем проще, понятнее и чем более friendly будет система управления электронно-лучевым оборудованием, тем выше будет его производительность и эффективность. Это несомненно позволит эффективнее решать более сложные производственные задачи, повысит окупаемость оборудования и увеличит прибыль предприятия от его использования.



## **Опыт формирования совмещенных низкоэнергетичных электронно-ионных пучков в плазменных источниках заряженных частиц**

Д.А. Антонович, В.А. Груздев

Полоцкий государственный университет, Блохина, 29, Новополоцк, 211440, Беларусь

E-mail: [d.antonovich@psu.by](mailto:d.antonovich@psu.by)

**Аннотация.** В работе показана возможность формирования совмещенных электронно-ионных пучков в единой мультиразрядной структуре, не содержащей накаливаемых элементов. Предложена конструкция электродной структуры электронно-ионного источника, состоящая из двух соединенных последовательно (вдоль оси) газоразрядных ячеек «пеннинговского» типа. Показано, что взаимосвязь раздельно управляемых разрядов в структуре способствует повышению степени ионизации газа при пониженном давлении, а также формированию в плазме двойных электрических слоев, обеспечивающих образование в единой структуре совмещенных ионно-электронных потоков. Это обеспечивается за счет создания условий для дрейфа электронного пучка через всю часть электродной структуры, обеспечивающую формирование ионного тока источника, и способствует повышению степени ионизации газа в этой области. Кроме этого, торможение электронного пучка в промежутке ускорения ионов обеспечивает возвращение электронов, потерявших часть своей энергии на ионизацию газа, в область формирования плазмы, эмитирующей ионы. Это способствует повышению плотности эмиссионного тока ионов. Представлены некоторые экспериментальные параметры пучков, формируемых разработанной структурой.

### **1. Введение**

Одним из механизмов повышения эффективности ионно-плазменных технологий является частичная или полная компенсация положительного заряда ионов в потоке или на обрабатываемой поверхности. С этой целью, как правило, используются дополнительные эмитирующие системы, создающие компенсирующие электронные потоки в разрядное пространство, ускоряющий промежуток или на обрабатываемую поверхность. Наибольшее распространение в технологических магнетронных системах высокой мощности получили сильноточные твердотельные накаливаемые эмиттеры электронов, обеспечивающие устойчивое горение разряда, или компенсацию объёмного заряда в пучке. В условиях интенсивных ионных потоков ресурс таких эмиттеров ограничен вследствие интенсивной ионной бомбардировки, а сами накальные эмиттеры отличаются высоким энергопотреблением и низкой эффективностью. Поэтому поиск безнакальных компенсационных эмиттеров электронов остается актуален.

Известно применение в качестве компенсирующих источников разрядных систем с полым катодом [1]. Однако в этих системах

необходимо согласование систем управления параметрами формируемых в независимых источниках ионного и электронного потоков, требуется учитывать взаимное влияние магнитных полей этих источников для обеспечения высокой эффективности технологического процесса.

В тоже время низкоэнергетичные электронные пучки могут применяться для термического воздействия на подложку для интенсификации плазмохимических процессов и повышения скорости диффузионных процессов в подложке при формировании покрытий. Поэтому для ряда технологий может представлять интерес не только воздействие частично или полностью компенсированными ионными пучками, но и попеременное (теплофизического электронного и модифицирующего ионного) воздействие пучками заряженных частиц обоих знаков заряда.

Для реализации такого воздействия перспективным инструментом представляются плазменные источники заряженных частиц [1-4], не имеющие накаливаемых элементов.

Однако, несмотря на то, что эмиттером заряженных частиц в таких системах является плазма, и при изменении полярности ускоряющего напряжения можно формировать пучки обоих знаков, одновременно высокой эффективности эмиссии в таких системах достичь сложно, поскольку условия эмиссии ионов и электронов из плазмы существенно различаются.

Было показано [5-8], что поскольку условия формирования ионных пучков в известных системах магнетронного типа близки, в первую очередь по давлению, к условиям формирования электронных пучков в системах с плазменным эмиттером, то возможно создание комбинированных источников, обеспечивающих формирование как электронных, так и ионных пучков [9].

В данной работе показана возможность формирования совмещенных электронно-ионных пучков в единой мультиразрядной структуре, не содержащей накаливаемых элементов. Предложена конструкция электродной структуры электронно-ионного источника, состоящая из двух соединенных последовательно (вдоль оси) газоразрядных ячеек «пеннинговского» типа. Показано, что взаимосвязь раздельно управляемых разрядов в структуре способствует повышению степени ионизации газа при пониженном давлении, а также формированию в плазме двойных электрических слоев, обеспечивающих образование в единой структуре совмещенных ионно-электронных потоков. Это обеспечивается за счет создания условий для дрейфа электронного пучка через всю часть электродной структуры, обеспечивающую формирование ионного тока источника, и способствует повышению степени ионизации газа в этой области. Кроме этого, торможение электронного пучка в промежутке ускорения ионов обеспечивает возвращение электронов,

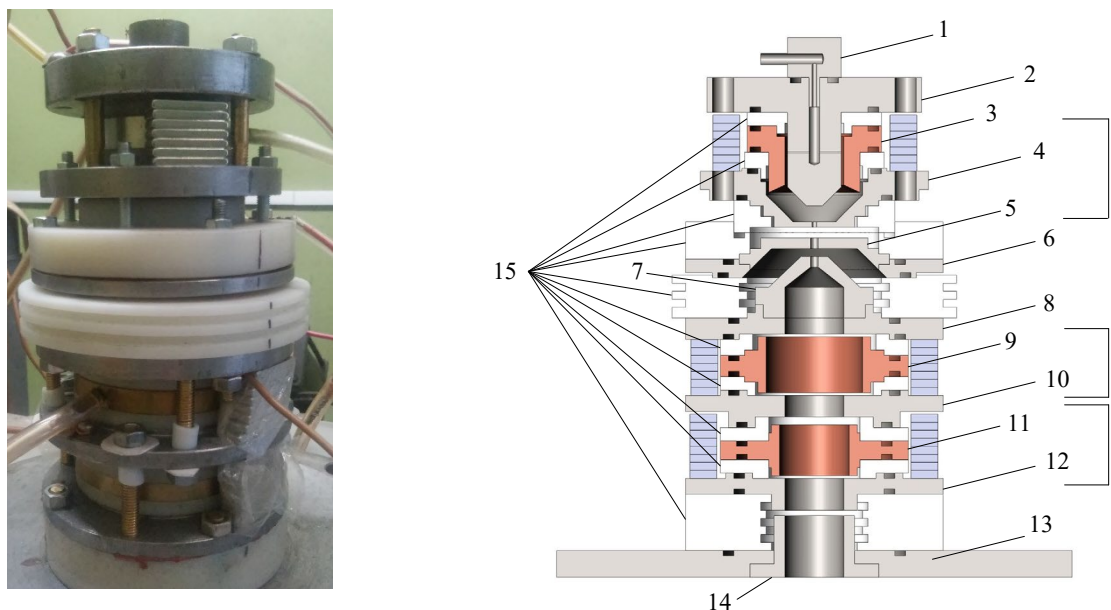
потерявших часть своей энергии на ионизацию газа, в область формирования плазмы, эмитирующей ионы. Это способствует повышению плотности эмиссионного тока ионов. Возможность отдельного регулирования ускоряющих напряжений электронов и ионов в разработанной структуре обеспечивает регулирование в широком диапазоне соотношений энергий электронов и ионов, а также плотностей их токов в электронно-ионном пучке. Это расширяет диапазон возможного технологического применения источника электронно-ионного пучка. Результаты проведенных исследований свидетельствуют о перспективности применения разработанной структуры для конструирования технологических источников совмещенных электронно-ионных пучков.

## **2. Экспериментальные макеты источников заряженных частиц**

Разработанный макет электронно-ионного источника, внешний вид и эскиз электродной структуры которого представлен на рисунке 1, представляет собой генератор эмитирующей плазмы, формируемой в объеме, ограниченном внутренними поверхностями катодов 2 и 4, анода 3 и эмиттерного электрода 5 (разрядная камера I). Электроды 6 и 7 образуют промежуток ускорения электронов, где формируется поверхность плазмы, эмитирующая электроны. Электроды 8-12 образуют газоразрядную структуру, формирующую плазму, являющуюся источником распыляющих ионов. Эта структура состоит из двух соединенных последовательно (вдоль оси) газоразрядных ячеек «пеннинговского» типа (II и III) [10]. Элементы этой структуры 9 и 11 являются анодами разрядных ячеек; элементы 8, 10 и 12 – катодами, которые одновременно являются полюсными наконечниками постоянных магнитов, обеспечивающих осцилляцию электронов между катодами этой (второй) газоразрядной структуры.

Одновременно с этим магнитное поле, формируемое катодами 8, 10 и 12 образует магнитную фокусирующую систему для ускоренного электронного пучка, распространяющегося вдоль оси этой (второй) газоразрядной структуры до выхода из источника ионно-электронного пучка в технологическую камеру. Между электродами 12 и 14 прикладывается напряжение, ускоряющее ионы до требуемой технологией энергии распыляющих ионов. В то же время в этом промежутке (между электродами 12 и 14) осуществляется торможение пучка электронов, ускоренных в промежутке между электродами 6 и 7. Эмитирующая ионы поверхность плазмы, формирующаяся между электродами 12 и 14, определяет траектории как ионов, так и электронов в пространстве дрейфа электронно-ионного пучка до распыляемой мишени, а значит и определяет распределение плотностей ионного и

электронного тока по поверхности мишени. На рисунке 2 представлена схема подключения блоков питания к электродам макета.



а)

б)

Рисунок 1 – Внешний вид (а) и электродная структура (б) разработанного макета электронно-ионного источника со скрещенными  $E \times H$  полями:

- 1 – штуцер для напуска плазмообразующего газа; 2 – внутренний катод; 3 – главный анод; 4 – внешний катод; 5 – эмиттерный электрод;  
6 – вспомогательный анод; 7 – ускоряющий электрод; 8, 10, 12 – катоды;  
9, 11 – аноды; 13 - фланец для установки структуры на рабочую камеру;  
14 – согласующий электрод; 15 – изоляторы;  
I, II, III – области разрядных камер

Инициирование разряда в двух разрядных камерах (I и II – рис. 1) в режиме извлечения электронов свидетельствует о перспективности применения подобных структур в качестве прототипов высокоперевансных плазменных источников электронов. Предполагается следующий механизм работы в таком режиме: электронный пучок, формируемый в I камере (рис. 1) попадающий после ускорения в структуру, образованную электродами камеры II (рис. 1), распространяется вдоль оси в этой структуре и иницирует разряд низкого давления, в котором формируется плазма, эмитирующая ионы.

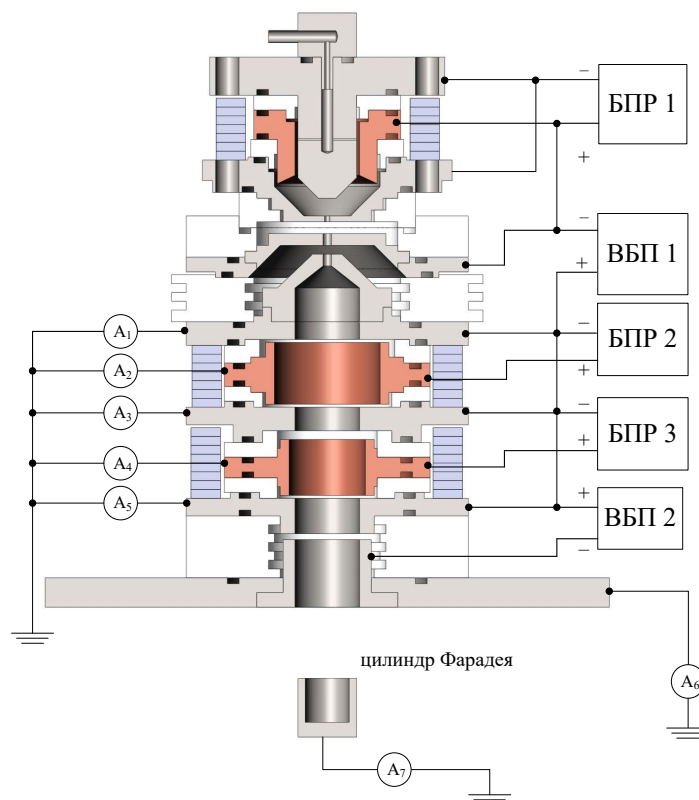


Рисунок 2 – Схема подключения электродов разрядных камер электронно-ионного источника на основе разряда в скрещенных  $E \times H$  полях: БПР – блок питания разряда соответствующей разрядной (I, II или III камеры) с напряжением разряда

$U_p$  до 1000 В и током  $I_p$  до 1,2 А; ВБП – высоковольтный блок питания с ускоряющим напряжением  $U_y$  до 5 кВ и током до 0,5 А; ВБП 1 – блок ускорения электронов; ВБП 2 – блок ускорения ионов

Ионы распространяются в верхнюю структуру, повышая ионизацию газа в области отбора электронов повышая плотность эмиссионного тока и частично компенсируют объемный заряд ускоряющего промежутка, что в целом приводит к увеличению первеанса источника. Об этом свидетельствуют вольтамперные характеристики извлечения при наличии и отсутствии инициации разряда в разрядной камере II (рис. 1) макета источника, приведенные на рисунках 4 и 5. Представленных характеристик свидетельствуют о слабом влиянии на первеанс источника варьирования в рабочем диапазоне напуска газа (давления в разрядной камере) и тока разряда. Из представленных характеристик видно, что определяющее действие на первеанс источника оказывает наличие дополнительного разряда в камере II (рис. 1).

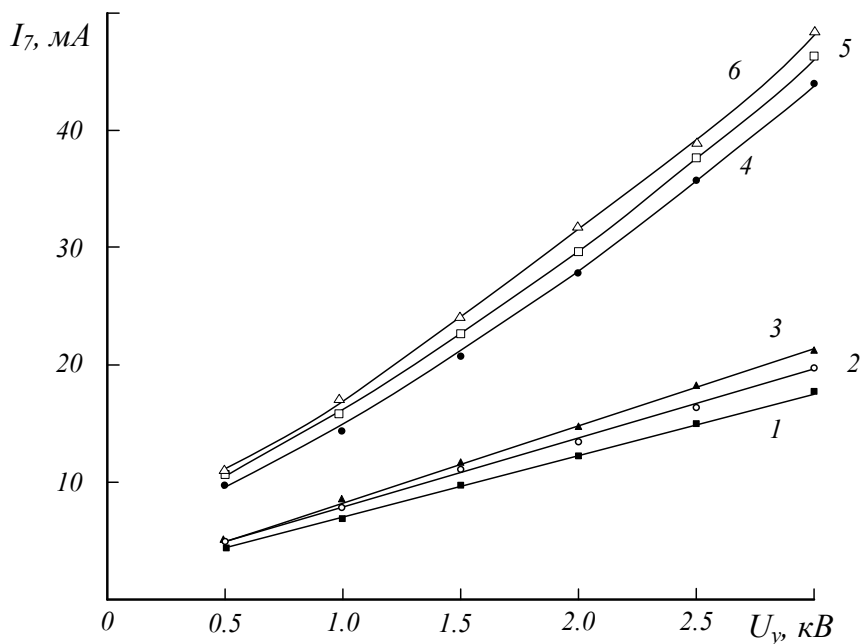


Рисунок 3 – Ток  $I_7$  (в цилиндр Фарадея) при отсутствии (1-3) и наличии (4-6) инициации разряда в разрядной камере II для различных напусков газа  $Q$ :  
 $I_p$  в камере I (рис. 1) 200 мА, напряжение горения разряда 420 В;  
 $I_p$  в камере II (рис. 1) 180 мА, напряжение горения разряда 410 В;  
 Напуск газа  $Q$ : 1, 4 –  $0,05 \cdot 10^{-4}$  л/с; 2, 5 –  $0,1 \cdot 10^{-4}$  л/с; 3, 6 –  $0,38 \cdot 10^{-4}$  л/с

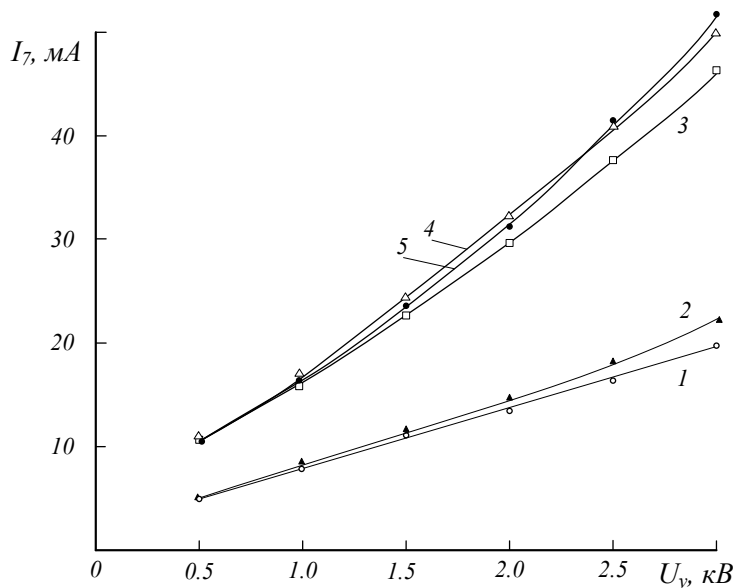


Рисунок 4 – Ток  $I_7$  (в цилиндр Фарадея) при отсутствии (1-2) и наличии (3-5) инициации разряда в разрядной камере II для различных токов разряда в камере I и камере II: 1-5 – напуск газа  $Q = 0,1 \cdot 10^{-4}$  л/с;  
 3, 4 –  $I_p$  в камере II (рис. 1) 180 мА, напряжение горения разряда 410 В;  
 5 –  $I_p$  в камере II (рис. 1) 210 мА, напряжение горения разряда 430 В;  
 $I_p$  в камере I (рис. 1): 1, 3, 5 – 200 мА, напряжение горения разряда 420 В;  
 2, 4 – 240 мА, напряжение горения разряда 450 В

На рисунке 5 представлены вольтамперные характеристики извлечения при одновременном формировании пучка электронов и ионов

для двух режимов: фиксированное напряжение блока, ускоряющего ионы 1,5 кВ (ВБП 2, рис. 2) и варьирование напряжения блока ускорения электронов (ВБП 1, рис. 2) – рисунок 3 (кривая 1) и второй режим работы, когда фиксировалось напряжение ускорения электронов, а варьировалось напряжение ускорения ионов.

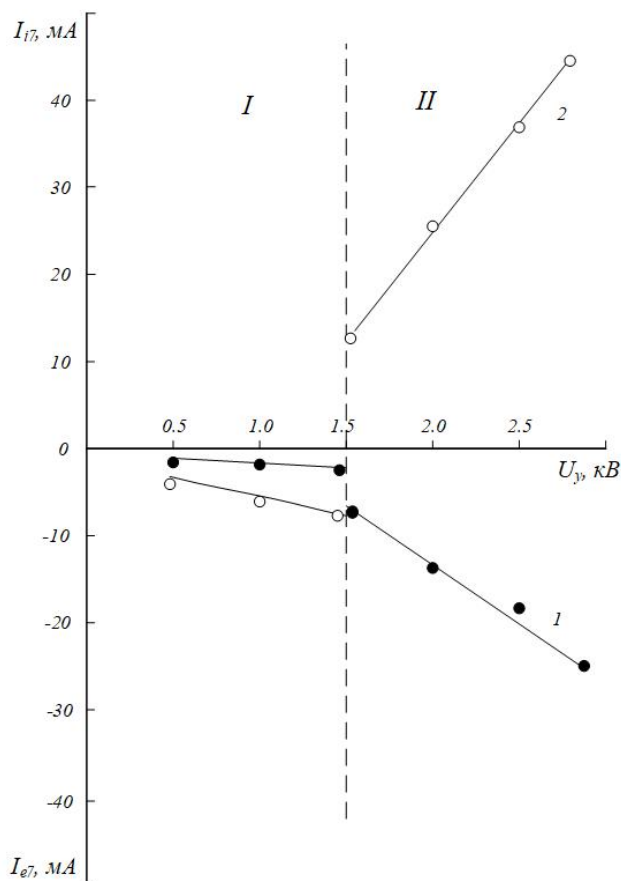


Рисунок 5 – Ток  $I_7$  (в цилиндр Фарадея):  $I_{e7}$  – электронный ток в цилиндр Фарадея;  $I_{i7}$  – ионный ток в цилиндр Фарадея; 1 – фиксированное напряжение ускорения ионов 1,5 кВ (ВБП 2, рис. 2); 2 – фиксированное напряжение ускорения электронов 1,5 кВ (ВБП 1, рис. 2); ток разряда в камере I (рис. 1) 200 мА, напряжение горения разряда 420 В; ток разряда в камере II (рис. 1) 180 мА, напряжение горения разряда 410 В

В случае фиксированного напряжения ускорения ионов на участке I (кривая 1, рис. 5) реализуется практически полная компенсация электронного пучка в диапазоне от 0 до 1,5 кВ и ток в цилиндр Фарадея близок к нулевому значению. При превышении ускоряющего электроны напряжения 1,5 кВ (фиксированное значение напряжения ускорения ионов) ток в цилиндр Фарадея повышается, однако он (область II на кривой 1, рис. 5) ниже значения тока эмиссии при инициации разряда в разрядных камерах I и II (рис. 3, кривая 2) и подаче ускоряющего электроны напряжения.

При фиксации напряжения ускорения электронов на уровне 1,5 кВ и варьировании напряжения ускорения ионов (область I, кривая 2 на рис. 5), ток в цилиндр Фарадея претерпевает скачкообразное повышение области напряжения 1,5 кВ (рис. 5, кривая 2), что свидетельствует о взаимной компенсации электронного и ионного пучков до этого значения и эмиссии из источника ионов при напряжениях свыше 1,5 кВ. Значение тока эмиссии при напряжении 3 кВ составляет 45 мА, а плотность тока эмиссии порядка 10 мА/см<sup>2</sup>, что свидетельствует о перспективности применения данной конструкции для разработки технологического электронно-ионного источника для реализации различных технологий обработки и модификации поверхностей материалов.

В области графиков I (рис. 5) существует некоторая неопределенность токов, что обусловлено, по-видимому, наличием в разрядных структурах II и III (рис. 1) двойных электрических слоев. В области графиков II (рис. 5), т.е. при ускоряющих напряжениях более 1,5 кВ, поле двойных электрических слоев оказывает уже слабое влияние на движение зарядов в газоразрядных структурах II и III (рис. 1), а токи электронов  $I_{e7}$  и ионов  $I_{i7}$  (рис. 5) имеют более определенные значения. Необходимо отметить, что эксперименты проводились для различных напусков газа – в диапазоне  $(0,05-0,35) \cdot 10^{-4}$  л/с и токов разряда (0,18-0,24 А), характеристики оказались подобны представленным и на рисунке не приводятся.

Приведенные характеристики в целом свидетельствуют о возможности применения такого макета для разработки технологического источника заряженных частиц для реализации технологий, требующих комбинированного воздействия электронными и ионными пучками, а также служить прототипом ячейки мультиразрядного источника для формирования воздействия на большие площади.

### **3. Заключение**

Представленные конструкции плазменных источников заряженных частиц далеко не исчерпывают весь спектр возможных технологических и конструктивных решений, а только показывают потенциальные возможности такого типа источников для решения актуальных задач формирования технологических электронных и ионных пучков. Такие системы могут формировать скомпенсированные ионные пучки, пучки нейтральных атомов или обеспечивать попеременное или одновременное воздействия пучками обоих типов заряженных частиц, и, значит, представляют уникальный универсальный инструмент для нанесения плёночных покрытий различного назначения [11, 12], что открывает новые перспективы для реализации более эффективных комбинированных способов воздействия.



## Литература

1. Gruzdev V A, Zalesski V G, Antonovich D A, Golubev Y P. 2005 *Vacuum* **77**, p. 399-405.
2. Zalesski V G, Antonovich D A. 2007 *Journal of Physics D: Applied Physics* **40**, p.7771-7777.
3. Galansky V L et al. 1994 *Journal of Physics D: Applied Physics* **27**, p. 953-961
4. Bogomolov B K, Gilgenberg V V 2014 *12th International Conference on Actual Problems of Electronic Instrument Engineering, APEIE 2014* **V. 1.** P. 84-87.
5. V Gruzdev V A, Zalesski V G 2010 *Plasma Physics Reports* **36**, p. 1191-1198
6. Zalesski V G, Pobol I L, Gruzdev V A, Antonovich D A, Soldatenko P N 2016 *Herald of Polotsk State University. Series C, Fundamental sciences* **12**, P. 37-44.
7. Antonovich D A, Zalesski V G, Gruzdev V A, Soldatenko P N 2017 *Herald of Polotsk State University. Series C, Fundamental sciences* **4**, P. 45-51.
8. Antonovich D A, Gruzdev V A, Zalesski V G, Pobol I L, Soldatenko P N 2017 *High Temperature Material Processes (An International Quarterly of High-Technology Plasma Processes)* **Vol. 21(2)**, p. 143-159
9. F.M. Penning Coating by Cathode Disintegration. US Patent 2,146,025; N.V. Philips, Gloeilampenfabrieken, Eindhoven, The Netherlands; 1939
10. Bogomolov B K 2016 *11 International forum on strategic technology (IFOST 2016)* P. 178 - 181. - ISBN 978-1-5090-0853-7. - DOI: [10.1109/IFOST.2016.7884077](https://doi.org/10.1109/IFOST.2016.7884077).
11. Bogomolov B K 2010 *10th International conference on actual problems of electronic instrument engineering proceedings. APEIE-2010* **V. 1.** – P. 23-30.

## Диагностика пучка на установке электронно-лучевой сварки в ИЯФ СО РАН

К. А. Блохина, Т.А. Девяткина, А. М. Медведев, А. А. Старостенко,  
А. С. Цыганов, М. М. Сизов, Ю. И. Семенов

Сектор 5-11, ИЯФ СО РАН, №11, проспект Академика Лаврентьева, г.  
Новосибирск, 630090, Россия

Электронный адрес автора-корреспондента: [kseniyablokhina@yandex.ru](mailto:kseniyablokhina@yandex.ru)

**Аннотация.** В данной работе описаны оборудование и методы диагностики пучка, в частности, измерение пространственного распределения плотности тока пучка, а также определение положения и угла наклона пучка. Такая диагностика пучка нацелена на применение на установках электронно-лучевых технологий, в том числе, на установках электронно-лучевой сварки. В статье представлены результаты измерений пространственного распределения плотности тока, дано описание разработанной конструкции устройства для измерения положения и угла наклона пучка и представлены результаты предварительных испытаний прототипа данного устройства.

### 1. Введение

Сегодня электронный пучок является достаточно широко используемым инструментом как в научных исследованиях, так и в прикладных задачах, и к качеству используемого электронного пучка предъявляются все более высокие требования.

Поэтому одновременно с развитием оборудования для создания и транспортировки электронного пучка развивалось направление по разработке диагностических инструментов контроля параметров пучка в технологических процессах. Именно точная настройка пучка обеспечивает высокое качество производимых изделий, и она также влияет на повторяемость научных экспериментов, не связанных непосредственно с процессами электронно-лучевой обработки, но использующих электронный луч.

Одним из практически важных применений электронного пучка является электронно-лучевая сварка. Для получения высококачественного сварного шва необходимо отслеживать различные параметры электронного сварочного луча, в первую очередь, распределение плотности мощности.

Данная работа производилась на установке ЭЛС в ИЯФ СО РАН [1, 2].

Эта установка включает в себя:

- 60 кВ-ую электронную пушку с током пучка до 750 мА;

- систему магнитной оптики с возможностью отклонения и параллельного переноса пучка;
- двухкоординатный стол для закрепления образца с возможностью перемещения;
- систему поиска стыка на основе отраженных электронов.

Значительная часть оборудования установки была разработана и изготовлена непосредственно в ИЯФ СО РАН, постоянно ведутся работы по разработке новых модулей и подсистем.

В данной работе представлены результаты по разработке средств диагностики электронного пучка путем обработки сигналов с внешних токоприемников.

## **2. Постановка проблемы**

Качество пучка, генерируемого электронными пушками, производимыми ИЯФ СО РАН, проверяется на проволочном и щелевом детекторах [3, 4], использующих следующий принцип работы: на отклоняющие системы пушки подается круговая развертка, сигнал с детектора наблюдается осциллографом. Полученные при этом профили пучка позволяют сделать оценку его размера (Размер в 0.6 мм при токе 2.7 мА).

В связи с увеличением количества проводимых на установке ЭЛС работ, требующих высокой точности исполнения, потребовалось создание нового инструмента, измеряющего не только профиль, но и распределение плотности мощности и отображающего форму пучка.

## **3. Обоснование выбора метода диагностики**

Наиболее простые и широко применяемые устройства для измерения тока и построения профиля пучка – это контактные, такие как щелевые детекторы, проволочные датчики и т.д. При использовании устройств такого типа информация о профиле пучка определяется из известной скорости перемещения устройства относительно пучка, геометрии устройства и измеренного времени воздействия пучка на датчик.

В нашем случае из упомянутой группы устройств наиболее подходящим приемником тока можно считать цилиндр Фарадея в силу его высокой точности измерения тока. В том случае, если не стоит задача измерения полного тока пучка, перед датчиком устанавливаются различные маски или диафрагмы, которые нацелены на выделение определенной части пучка, и в дальнейшем анализируется непосредственно распределение тока по сечению.

В качестве вспомогательной визуализации для понимания формы пучка можно использовать люминофорный экран. При взаимодействии электронов с веществом люминофора, они теряют часть своей энергии на

ионизацию, в свою очередь часть ионизационных потерь преобразуется в оптическое излучение. Интенсивность видимого света с поверхности люминофора пропорциональна току в пучке. Излучение с люминофора можно использовать для последующей диагностики оптическим датчиком. На текущий момент эксперименты по оптической диагностике пучка не проводились на установке, но запланированы в будущем.

Поэтому на данный момент система измерения распределения плотности тока с цилиндром Фарадея в качестве приемника тока является единственным средством такой диагностики пучка. Решение о конструкции исходного устройства было принято на основании того, что планировалось проводить измерения при том же токе пучка, при котором происходит настройка перед сваркой. Благодаря малой принимаемой мощности небольшие размеры устройства позволяют ему находиться в вакуумной камере постоянно и не создают помех при параллельном проведении сварочных работ.

В качестве материала маски наиболее подходящим выбран признан графит. Графит обладает высокой температурой плавления, что позволяет ему продолжительное время подвергаться воздействию пучка. Графит обладает малым коэффициентом отражения электронов ( $\sim 0$ ), что означает отсутствие искажения сигнала (например, медные маски давали плохое отношение сигнал/шум). Графит легко обработать и придать ему любую форму, и это также позволяет в случае повреждения быстро изготовить деталь на замену.

В результате в качестве маски для системы измерения распределения плотности мощности была выбрана графитовая пластина с симметричным относительно центра круглым отверстием диаметром 0.1 мм.

#### **4. Измерение распределения тока в пучке**

##### *4.1. Метод проведения измерений*

Развертка пучка в плоскости диафрагмы задается магнитной системой путем периодического отклонения пучка корректорами, что позволяет выделить и измерить ток малой части пучка, проходящей через диафрагму (см. рисунок 1).

Положение пучка относительно отверстия контролируется показаниями АЦП ( $U_{рез}$ ), который подключен к шунту R цилиндра Фарадея. В системе поиска стыка эти же показания АЦП используются для измерения напряжения на электроде вторичной эмиссии и наблюдения карты поверхности. Собранные массивы данных в процессе сканирования записываются в отдельный текстовый файл. Считая сопротивление резистора постоянным, находим ток в каждой точке  $U_{рез}(x) = I(x)R$ .

Аналитически ток пучка рассчитывается по формуле:

$$I = \int_{-\infty}^{\infty} J(x, y) dy,$$

где  $I(x)$  – мгновенный ток цилиндра, а  $J(x, y)$  – распределение плотности тока в пучке на единицу площади поверхности.

Затем, распределение мощности в пучке рассчитывается с учетом того, что ускоряющее напряжение является постоянным, согласно формуле:

$$P(x, y) = J(x, y)U_{\text{уск}}.$$

Диагностика пучка проводится с током пучка  $\sim 1$  мА, поскольку большой ток может разрушить систему диагностики.

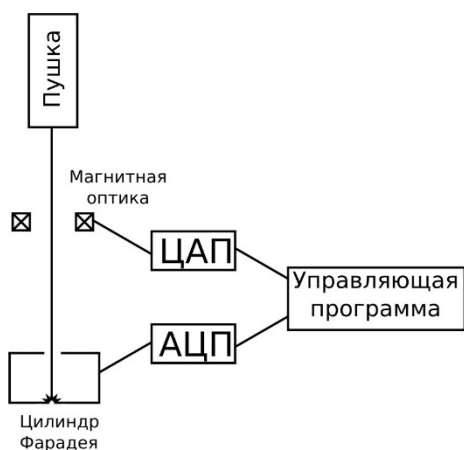


Рисунок 1 – Схема проведения измерений

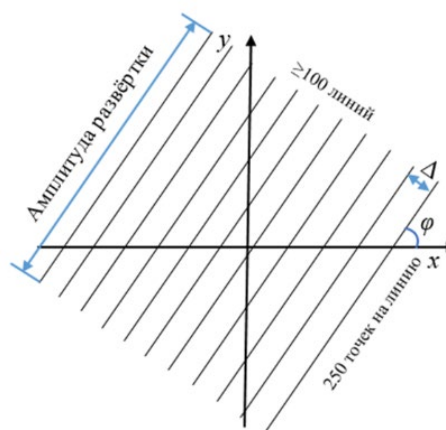


Рисунок 2 – Сканирующая развертка пучка

Для формирования сканирующей развертки пучка используется система формирования разверток, применяемая также для поиска стыка [5]. Значения тока в паре магнитных корректоров задаются через ЦАП. Значения, подаваемые на ЦАП, задаются периодической функцией, написанной на функциональном языке Elixir с плавным изменением тока (до 500 точек) в одном направлении и последовательным смещением в другом. Значения падения напряжения на резисторе, пройдя через усилитель, считываются с АЦП для каждой точки. Развертка формирует симметричный пилообразный сигнал, с последующим перемещением на шаг ( $\Delta$ ), величина которого задается пользователем (см. Рисунок 2). Помимо шага перемещения развертки, пользователем задаются такие параметры как угол поворота ( $\phi$ ) и амплитуда сканирующей развертки. В основе функции развертки лежит формула матрицы поворота. Для обработки и отображения данных используется среда разработки Python Spyder.

#### 4.2. Алгоритм получения распределения плотности тока в пучке

Сканирование производится по растру 250 точек на линию, ~100 линий на каждую проекцию. После окончания сканирования в одной проекции развертка поворачивается на определенный угол  $\varphi$  в области от 0 до 90 градусов (см. рисунок 2). Для точного построения нужны все заданные проекции. Обычно их количество от 7 до 15.

Шумы в сигнале единичного сканирования достаточно велики, потому в исполняющую функцию развертки был добавлен параметр, управляющих количеством проходов по одной скан-линии для того, чтобы таким образом набирать статистику, что в значительной мере позволяет уменьшить шумы. Предполагается, что с течением времени распределение энергии в пучке одинаково. Однако, чтобы избежать возможных ошибок, также необходим набор статистики в том случае если был скачок энергии для усреднения флуктуаций. Для получения достоверных данных количество повторов в существующей системе должен быть не менее 10. Набор данных полного сканирования пучка с  $\geq 100$  линий сканирования для получения одной проекции таким способом занимает около 1 мин. На рисунке 3а показан результат измерения распределения тока в остро сфокусированном пучке, а на рисунке 3 б, в показаны две проекции для недостаточно сфокусированного пучка, на которых можно подробно наблюдать неправильную форму распределения.

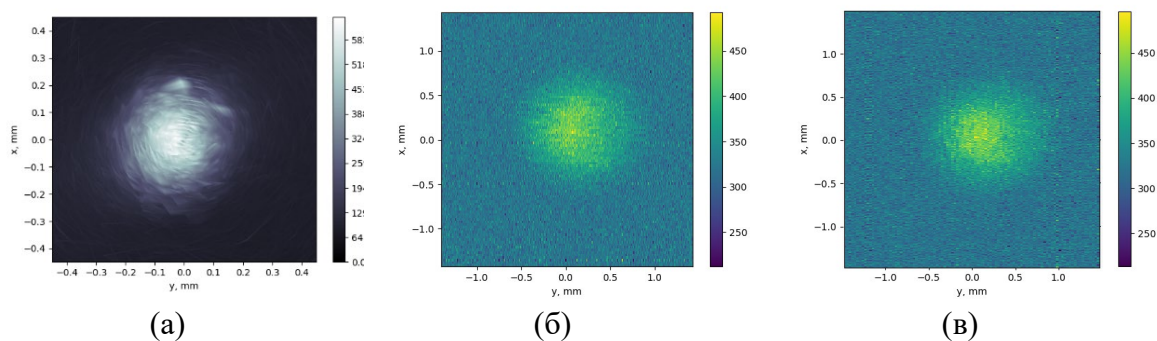


Рисунок 3 – Распределение тока в пучке (в отчетах АЦП на  $\text{мм}^2$ ):  
 (а) – распределение тока в пучке с полным током 1.2 мА при острой фокусировке;  
 (б) – проекция вдоль оси x недофокусированного пучка с током 1.2 мА;  
 (в) – проекция вдоль оси y недофокусированного пучка с током 1.2 мА

#### 4.3. Алгоритм подбора параметров магнитной оптики

Для подбора значений токов элементов магнитной оптики необходимо построить распределение плотности тока в одной проекции для каждого из значений тока фокусирующей магнитной линзы или магнитного корректора. По изменению размера пучка в зависимости от тока линзы подбирается оптимальная фокусировка, а по изменению формы сигнала, а также нелинейности смещения пучка при изменении

тока в магнитных корректорах, подбирается анодная коррекция. Пример подбора значений магнитных корректоров показан на рисунке 4, откуда очевидно, что значение у-корректора установлено верно, а значение тока в х-корректоре необходимо увеличить.

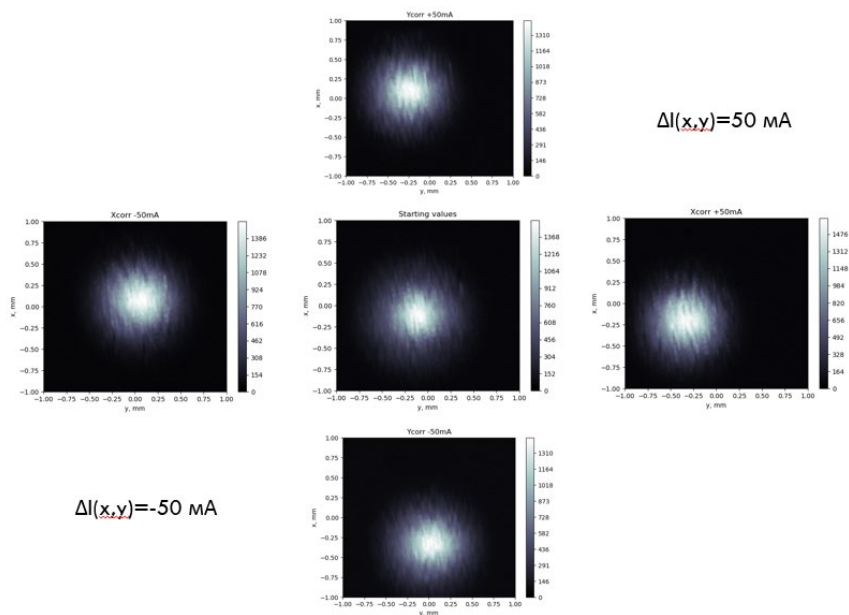


Рисунок 4 – Пример подбора значений магнитных корректоров

#### 4.4. Обсуждение результатов

Результаты измерения плотности тока пучка, полученные на представленном устройстве, содержат больше информации о форме пучка, чем данные, полученные ранее на щелевом детекторе [4, 6]. Доработанная система сбора данных и программные средства визуализации результатов упрощают наблюдение формы распределения тока пучка, сокращают время настройки и увеличивают ее точность. Как следствие, стало возможным получение более качественного пучка на установке.

В настоящий момент на изображении формы пучка, получаемом с помощью этой системы диагностики, нельзя с достаточной точностью выделить теоретически рассчитанную форму пучка. Однако наблюдаемое сходство характера распределения свидетельствует в пользу того, что теоретические предсказания были верны. Кроме того, наблюдаемая ранее форма расфокусированного пучка на люминофоре визуально схожа с проекциями недостаточно сфокусированного пучка, полученными системой диагностики.

Одним из ключевых недостатков системы является скорость работы: полный цикл измерений без набора статистики занимает 2 минуты, а измерения с набором статистики, позволяющим уменьшить

степень зашумленности, занимают 7-10 минут. В дальнейшем время сканирования необходимо уменьшить на 1-2 порядка.

На качество изображения сильное влияние оказывают шумы. Не все шумы можно устранить, увеличив количество повторов при наборе статистики. Источниками шумов на установке являются:

- оборудование, обеспечивающее стабилизацию тока пучка путем высокочастотного регулирования напряжения на запирающем электроде;
- элементы питания отклоняющей системы, стабилизирующие ток в катушках;
- высоковольтный источник питания, также имеющий систему стабилизации;
- оборудование, осуществляющее управление током накала.

Программно отключить из пользовательского интерфейса управляющей программы можно только стабилизацию тока пучка, переведя пушку в режим без стабилизации, с ручным выставлением напряжения на запирающем электроде. Все данные, представленные в этой статье, были получены именно в таком режиме. Ввиду препятствующих корректному сбору данных шумов результаты расчета плотности мощности в сечении пучка не были представлены в этой статье. Известно, что рассчитанный порядок плотности мощности совпадает с ожидаемым от пучка, применяемого для ЭЛС.

## **5. Система для измерения положения и угла наклона пучка**

### *5.1. Постановка проблемы*

Перед нами стоит задача разработки универсального устройства для определения точного положения и угла пролета пучка в лучепроводе, пригодного для электронной пушки установки ЭЛС, для разрабатываемых в институте электронных пушек, в особенности для схемы с альфа-магнитом [6], где отклонения практически не допускаются.

### *5.2. Предложенная схема системы измерения положения и угла наклона пучка*

Было предложено небольшое диагностическое устройство, размещаемое внутри лучепровода, в зависимости от задачи - либо как можно ближе к аноду, либо уже после магнитной системы, например, для установки с альфа-магнитом. Система состоит из независимой отклоняющей катушки (двухкоординатный корректор) и устройства с токоприемными электродами, расположенными дальше по направлению движения пучка. Центральная область свободна для пролета пучка. Схема показана на рисунке 5.



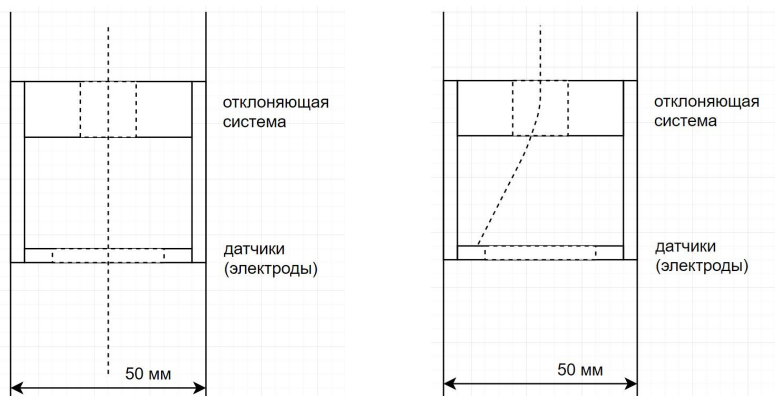


Рисунок 5 – Схема системы измерения положения и угла пучка

Электроды представляют собой несколько расположенных рядом пластинок-ламель, электрически соединенных с АЦП, с каждой пластинки сигнал снимается отдельно (См. Рисунок 6а). По тому, с какой пластинки снимается в больше тока, можно судить о том, насколько сильно отклонен пучок в данный момент. Для достижения требуемой точности измерений поперечный размер пластинки должен быть порядка размера пучка (около 1 мм). Пластины предлагается расположить симметрично с двух сторон, для каждой из оси отклоняющей системы. Итого получается 16 электродов на всю систему. Схема проведения сканирования показана на рисунке 6б.

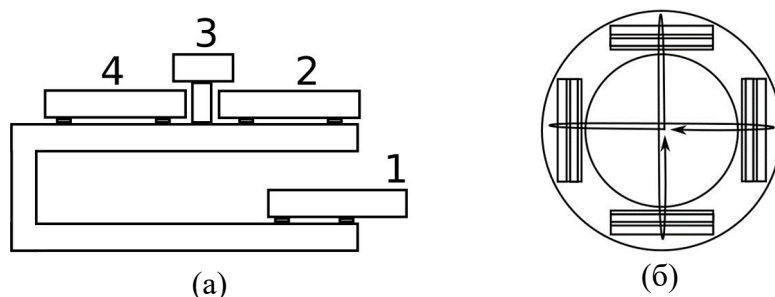


Рисунок 6 – Схема расположения электродов:  
(а) – конструкция электродов; (б) – схема проведения измерений (вид сверху)

### 5.3. Анализ сигналов с устройства

По причине того, что токоприемные электроды имеют малый размер, и выделение в них большой мощности может их разрушить, процедуру сканирования предлагается выполнять однократно для каждой координаты и как можно быстрее. Конкретные соотношения между быстродействием АЦП, ЦАПов, усилителей мощности для магнитной системы, толщиной и размерами электродов, материалом, из которого они изготовлены, а также максимальным током, которым можно выполнять такую процедуру сканирования, еще не просчитаны и не определены.

Ожидаемые сигналы с электродов в зависимости от координаты показаны на рисунке 7 (масштаб не соблюден). Данный график можно построить, сопоставив сигналы с четырех электродов и сигнал с отклоняющей катушки. На рисунке 7а показан случай, когда пучок распространяется вдоль лучепровода без смещения и наклона. Если изначально пучок находится на смещении  $\Delta x$  от центра, то картина сигналов в зависимости от координаты будет выглядеть так, как показано на рисунке 7б, т.о. разница между математически вычисленным центром промежутка и точкой, соответствующей нулевому току в системе отклонения, и будет реальным положением пучка. Если пучок изначально наклонен, то сигнал на первом электроде с одной и с другой стороны от центра будет несимметричен, например, так, как показано на рисунке 7в. Сравнивая форму сигнала, можно определить угол наклона (конкретные зависимости будут вычисляться исходя из геометрии датчиков). Если сигналы с электродов 2 и 4 в значительной степени перекрывают друг друга, то это может говорить о расфокусированности пучка. Также на это будет указывать меньшая, чем на остальных электродах, амплитуда сигнала с электрода 3, а также более пологие фронты сигналов.

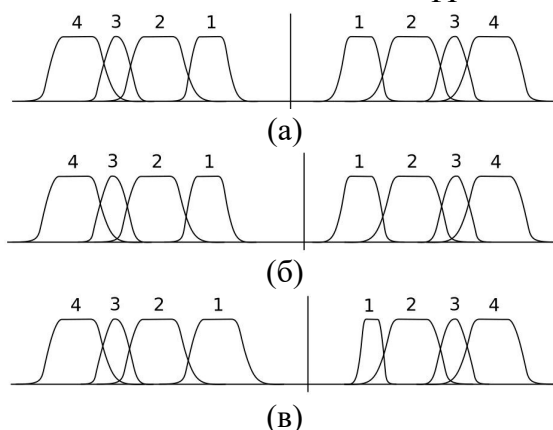


Рисунок 7 – Сигналы с электродов: (а) – нормальное положение пучка; (б) – смещение пучка от центра; (в) – пучок наклонен

#### 5.4. Испытание прототипа

Был изготовлен и испытан прототип этого устройства для одной оси магнитного корректора с двумя медными электродами (соответствуют электродам 2 и 3 на рисунке 6а), симметрично расположенными с двух сторон. В ходе предварительного испытания задавалась функция медленной развертки пучка с током 1.4 мА в направлении соответствующем оси корректора. Сигналы с пластин фиксировались осциллографом (см. рисунок 8). Испытание проводилось также в режиме без стабилизации тока. Для дополнительного уменьшения шумов в измерительные цепи каждого электрода были подключены конденсаторы. Полученные результаты указывают на работоспособности такой конструкции устройства, однако, и в этом случае требуется предпринять

дополнительные меры для подавления высокочастотных шумов. В последующей версии прототипа будут добавлены остальные электроды с целью проверки всех указанных выше возможностей, а также усовершенствована схема подавления шумов. В результате следующей серии предварительных испытаний планируется собрать калибровочные данные, требуемые для написания пользовательской программы для отображения и анализа получаемых результатов.

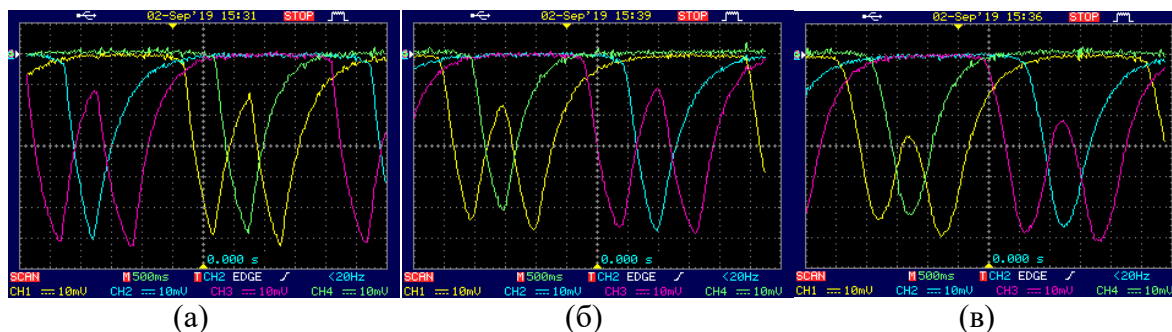


Рисунок 8 – Полученные сигналы при испытании прототипа: (а) – нормальное положение пучка и фокусировка, близкая к оптимальной; (б) – пучок имеет наклон; (в) – пучок расфокусирован

## Заключение

Введена в работу система измерения поперечного распределения плотности тока в области сварки. Проведены предварительные испытания прототипа системы измерения положения и угла электронного пучка. Были предприняты меры для сокращения времени сканирования при построении распределения плотности тока в пучке и определены дальнейшие действия, направленные на минимизацию этого времени. На установке проводится работа по ускорению чтения с АЦП и по устранению шумов.

## Литература

1. *Semenov Yu.I., Logatchev P.V. et al.* 60 keV 30 kW electron beam facility for electron beam technology // Proceedings of EPAC08. Genoa, Italy. TUPP161.
2. *Медведев А. М., Старостенко А. А., Цыганов А. С. и др.* Установка электронно-лучевой сварки в Институте ядерной физики СО РАН. Международная конференция электронно-лучевая сварка и смежные технологии: Сборник материалов и докладов, 2015. С. 9-12.
3. *Семенов Ю.И., Алякринский О.Н., Болховитянов Д.Ю., Логачев П.В., Медведев А.М., Спесивцев А.Б., Старостенко А.А., Яминов К.Р.* Макет 3D принтера для изготовления металлических структур из тугоплавких металлов с помощью электронно-лучевых аддитивных технологий. // VI Всероссийская конференция по взаимодействию высококонцентрированных потоков энергии с материалами в перспективных технологиях и медицине, Новосибирск, 24-27 марта 2015. Доклады. – Новосибирск, Параллель, 2015. С. 76-79.
4. *Алякринский О.Н., Губин К.В., Косачев М.Ю., Купер Э.А., Логачев П.В., Медведев А.М., Овчар В.К., Репков В.В., Семенов Ю.И., Сизов М.М., Старостенко А.А., Федотов М.Г., Цыганов А.С.* Прототип источника пучка электронов с лазерным подогревом катода // Научное приборостроение. 2018. Т. 28. № 4. С. 8-14.
5. *M.M. Sizov, A.A. Starostenko, K.A. Blokhina, A.M. Medvedev* (2018). FPGA based image processing system for electron beam welding facility. Proceedings of PCaPAC2018. Hsinchu, Taiwan.

6. *Алякринский О.Н., Батазова М.А., Болховитянов Д.Ю., Косачев М.Ю., Логачев П.В., Медведев А.М., Семенов Ю. И., Сизов М.М., Старостенко А.А., Цыганов А.С.* Прототип источника электронов с магнитным поворотом пучка для электронно-лучевых технологий // Научное приборостроение. 2019. Т. 29. № 1. С. 26-32.

УДК621.791.72

## **Автоматическое позиционирование электронного луча по стыку с анализом достоверности информации**

В.Я. Браверман, В.В. Богданов, Л.А. Оборин

Сибирский государственный университет науки и технологий  
имени академика М. Ф. Решетнева

Российская Федерация, 660014, просп. им. газ. «Красноярский рабочий», 31

E-mail: [braverman-vladimir@rambler.ru](mailto:braverman-vladimir@rambler.ru)

**Аннотация.** Физико-технологические и энергетические особенности электронно-лучевой сварки (ЭЛС) определяют рациональность ее применения в условиях повышенных требований к свойствам и качеству сварных соединений. В то же время, эти особенности определяют ЭЛС как сложный процесс, являющийся результатом совместного действия множества факторов. Одним из них является требование точного совмещения луча с плоскостью стыка. Эти вопросы остаются актуальными, особенно при сварке протяженных стыков крупногабаритных конструкций. Такая точность обуславливает необходимость применения устройств автоматического наведения луча на стык. Для получения информации о положении луча относительно стыка используются такие сопутствующие (ЭЛС) явления как вторичная электронная эмиссия и тормозное рентгеновское излучение из зоны сварки. При этом полезная информация выделяется на уровне значительных помех. Кроме этого в процессе ЭЛС возможны изменения зазора в стыке, расфокусировка луча, что снижает достоверность информации о положении луча относительно стыка. Рассмотрена функциональная схема устройства автоматического позиционирования луча на основе стабилизации коэффициента передачи канала слежения за стыком.

### **Введение**

Сложность и многофакторность процесса электронно-лучевой сварки (ЭЛС) приводит к проблеме воспроизводимости качества сварных швов и к необходимости управления процессом. Вопросы обеспечения точного позиционирования луча по стыку свариваемых деталей остаются актуальными, особенно при сварке протяженных стыков крупногабаритных конструкций. Допустимая погрешность совмещения луча со стыком обычно не превышает 0,2 мм. Такая точность обуславливает необходимость применения устройств автоматического наведения луча на стык.

Точность определения положения луча относительно стыка зависит от степени фокусировки луча, величины зазора в стыке, наличия прихваток. Кроме того, положение фокуса луча существенно влияет на глубину проплавления [1].

В качестве информации о положении луча относительно стыка используют такие сопутствующие процессу ЭЛС явления, как вторично-электронная эмиссия и тормозное рентгеновское излучение [2-4].

### Постановка задачи

При сварке однородных материалов ток вторичных электронов и интенсивность тормозного рентгеновского излучения с точностью до соответствующих коэффициентов определяются выражением [5]:

$$F = \left\{ 1 - \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \int_{-\Delta/2}^{\Delta/2} \exp\left[-\frac{(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2}\right] dx \right\}, \quad (1)$$

где  $\varepsilon$  – отклонение луча от стыка;  $\Delta$  – зазор в стыке;  $\sigma$  – среднеквадратическое отклонение электронов сварочного пучка.

На рисунке 1 представлены графики зависимости функции  $F$  от положения  $\varepsilon$  луча относительно стыка при ЭЛС однородных материалов.

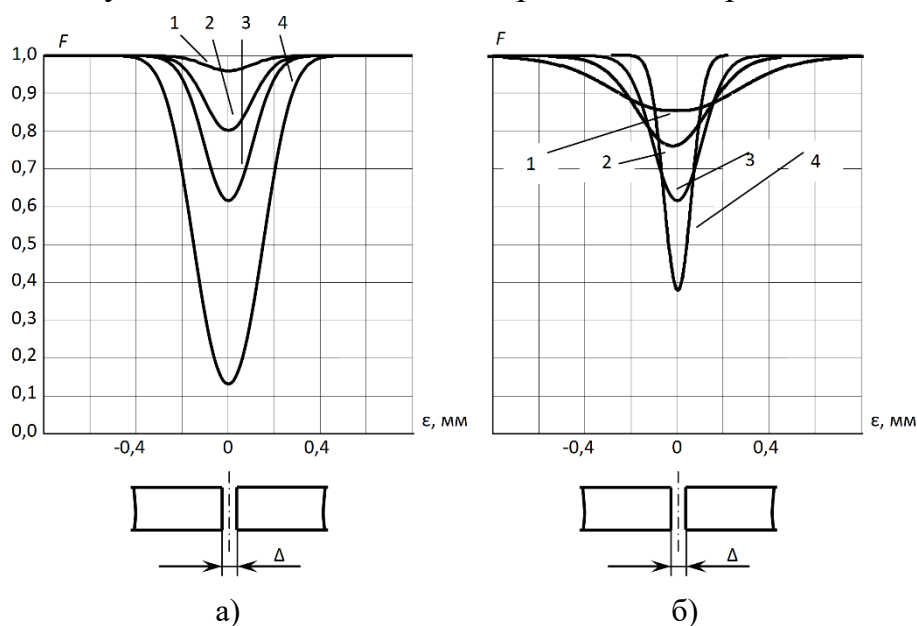


Рисунок 1 – Расчетные зависимости  $F$  от положения луча относительно стыка:  
 а) –  $\sigma = \text{const} = 0,1$  мм,  $\Delta = \text{var}$ ; 1 –  $\Delta = 0,01$  мм; 2 –  $\Delta = 0,05$  мм; 3 –  $\Delta = 0,1$  мм; 4 –  $\Delta = 0,3$  мм; б) –  $\Delta = \text{const} = 0,1$  мм,  $\sigma = \text{var}$ ; 1 –  $\sigma = 0,25$  мм; 2 –  $\sigma = 0,15$  мм; 3 –  $\sigma = 0,1$  мм; 4 –  $\sigma = 0,05$  мм

Из графиков видно, что относительное изменение  $F$  зависит от  $\Delta$  и  $\sigma$  (уменьшается с увеличением  $\sigma$  и уменьшением  $\Delta$ ). В процессе ЭЛС возможны изменения зазора в стыке, а также расфокусировка луча в связи с рассеянием и переотражением электронов. Кроме того, наличие прихваток приводит к потере информации о положении луча относительно стыка. Эти обстоятельства обуславливают необходимость анализа информации о положении луча и определения ее достоверности.

### Функциональная схема

Одним из способов определения положения луча относительно стыка является способ синхронного детектирования сигнала датчика (вторично-эмиссионного или рентгеновского) [3, 6]. В таких системах осуществляют сканирование стыка лучом. В спектре сигнала датчика

оказывается составляющая с частотой сканирования, амплитуда которой пропорциональна отклонению луча от стыка, а фаза определяет направление смещения. В тоже время, амплитуда составляющей сигнала с двойной частотой зависит от степени фокусировки луча и от величины зазора в стыке (рис. 2). Здесь  $a_2$ —амплитуда (в относительных единицах) составляющей сигнала датчика с двойной частотой сканирования;  $\Delta I_\phi$ —приращение тока фокуса относительно положения острой фокусировки для электронно-лучевой пушки КЭП-2М.

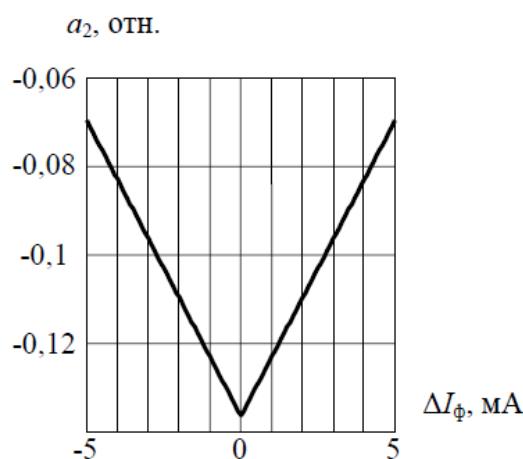


Рисунок 2 – Зависимость амплитуды составляющей сигнала датчика с двойной частотой сканирования от степени расфокусировки луча

Аналогичная ситуация оказывается при уменьшении зазора относительного установленного. Очевидно, амплитуда второй гармоники может быть использована в качестве критерия достоверности информации.

На рисунке 3 представлена функциональная схема устройства автоматического слежения за стыком с анализом достоверности информации.

Генератором осуществляется сканирование стыка лучом с частотой  $\omega$ . Избирательным усилителем  $IУ_\omega$  выделяется составляющая сигнала датчика с частотой  $\omega$ , несущая информацию о положении луча относительно стыка.

Составляющая сигнала датчика с частотой  $2\omega$ , характеризующая чувствительность системы слежения выделяется избирательным усилителем  $IУ_{2\omega}$ . В блоке деления осуществляется деление демодулированного сигнала рассогласования на выпрямленный сигнал второй гармоники. В результате осуществляется автоматическая подстройка коэффициента передачи канала слежения за стыком.

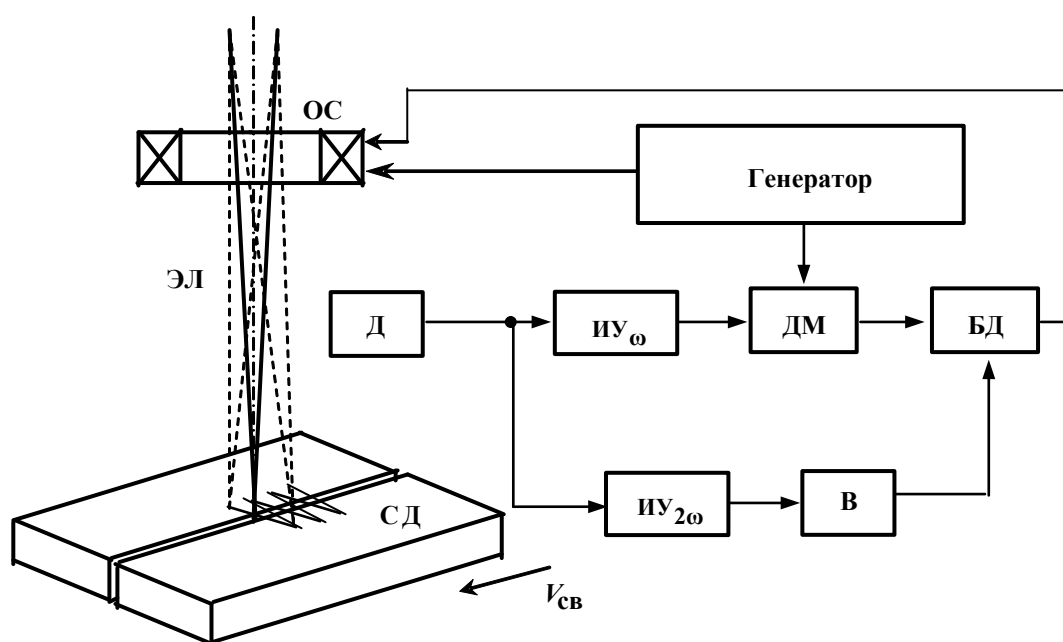


Рисунок 3 – Функциональная схема устройства автоматического слежения за стыком:  
 ОС – отклоняющая система; Д – датчик стыка (рентгеновский или вторично-эmissiveнный); СД – свариваемые детали;  $V_{св}$  – скорость сварки; ИУ $_{\omega}$  – избирательный усилитель на частоту  $\omega$ ; ИУ $_{2\omega}$ ; ДМ – демодулятор; В – выпрямитель; БД – блок деления

В устройстве предусмотрена блокировка текущего сигнала управления (на рисунке не показана) в случае пропадания чувствительности до нуля (например, при прохождении прихватки или пережатию зазора). Для этой цели осуществляют сравнение выпрямленного сигнала  $U_{2в}$  с минимально допустимым  $U_{доп.}$ . Если  $U_{2в} \leq U_{доп.}$ , на выходе БД остается сигнал управления, соответствующий моменту  $U_{2в} \geq U_{доп.}$ .

### Заключение

1. В результате того, что причиной возникновения вторичных электронов и тормозного рентгеновского излучения является воздействие первичного (сварочного) пучка электронов на свариваемые детали имеется возможность анализировать свойства вторичных излучений по параметрам первичного пучка.

2. Введение в устройства управления средств анализа чувствительности позволяет стабилизировать коэффициент передачи канала слежения за стыком, повышает достоверность преобразуемой информации и увеличивает надежность функционирования устройства в целом.



## Литература

1. *Браверман В.Я., Башенко В.В., Баякин С.Г.* Устройство управления фокусировкой и глубиной проплавления по собственному рентгеновскому излучению при ЭЛС с модуляцией уровня фокусировки // Сварочное производство. М.: Машиностроение, 1997, № 1. С. 16-19.
2. *Спыну Г., Пастушенко Ю.* Современные вторично-эмиссионные системы автоматического направления пучка электронов по стыку при сварке // Автомат. сварка. 1978. № 10. С. 18-28.
3. Управление электронно-лучевой сваркой: монография / *В.Д. Лаптенко, А.В. Мурыгин, В.Я. Браверман и др.*; Под ред. В.Д. Лаптенка // САА. Красноярск, 2000. 234 с.
4. *Браверман В.Я.* Тормозное рентгеновское излучение при электронно-лучевой сварке и его взаимосвязь с параметрами процесса // Вестник СибГАУ. 2008. № 3 (20). С. 117-121.
5. *Браверман В.Я.* Анализ зависимости вторично-эмиссионного тока и рентгеновского излучения от положения луча относительно стыка при электронно-лучевой сварке // Известия Самарского научного центра РАН. Том 18, №2(3), 2016. С. 853–857.
6. *Braverman V., Bashenko V.* Device for Automatic Seam Control // Proceedings of the 9th International Conference on Electron Beam Technologies. 1-4 June 2009, Varna. Elektrotechnica & Elektronika: Monthly scientific and technical magazine, Sofia, V. 5-6, P. 141-144.

## **Электромеханическая система с электронным управлением для установки электронно-лучевой сварки кольцевых швов в автоматическом режиме**

Дегтянников В.А., Смирнов И.Д.

ИП Дегтянников В.А. Юридический адрес: 624202 г. Лесной Свердловской области, ул. Ленина, д. 116, кв. 161, т.+7 901-220-89-45

E-mail: [degva@rambler.ru](mailto:degva@rambler.ru)

В 2013 году на предприятии Роскосмоса «НИИМаш» (г. Нижняя Салда) возникла необходимость в сварке изделий, которые можно было сварить только электронно-лучевой сваркой. Руководством «НИИМаш» было принято решение существенно сократить затраты на внедрение за счёт самостоятельного изготовления вакуумной камеры с системой вакуумирования, манипулятора для установки нескольких деталей и электронной пушки.

Электромеханическую систему для управления электронной пушкой и приводами решили заказать сторонней организации. Опыт модернизации ЭЛУ у меня был, и взвесив свои возможности, я решил взяться за решение этой задачи как индивидуальный предприниматель.

В результате была разработана, самостоятельно изготовлена и запущена в эксплуатацию электромеханическая система в следующей комплектации:

1. Шкаф приводов с пультом управления ЭЛУ.
2. Шкаф управления и питания электронной пушки.
3. Система видеонаблюдения за процессом сварки.
4. Комплекс программного обеспечения, позволяющий управлять процессом сварки в автоматическом и ручном режимах.
5. Руководство по эксплуатации и методика проверки технических параметров системы.

Все работы по разработке, изготовлению и наладке были выполнены силами двух специалистов.

### **Шкаф приводов**

Шкаф приводов по техническому заданию обеспечивает управление по четырем координатам с использованием готового покупного контроллера:

- Открывание - закрывание крышки вакуумной камеры;
- поворот многоместного манипулятора;
- перемещение свариваемой детали вдоль оси вращения;
- вращение свариваемой детали.

В этом же шкафу расположен компьютер с монитором, клавиатурой и мышкой. Компьютер предназначен для подготовки управляющих технологических программ и управления процессом сварки.



Рисунок 1 – Шкаф приводов с открытой дверью (панель, закрывающая блоки, снята)

### **Шкаф управления электронной пушкой**

Шкаф управления электронной пушкой содержит покупной мощный высоковольтный источник питания и модули собственного изготовления:

- пять контроллеров;
- четыре управляемых источника для управления электронной пушкой.

Шкаф обеспечивает:

1. Управление током накала эл. прожектора, А 0-15
2. Управление напряжением катод – допкатод эл. прожектора, В 0-1500
3. Управление напряжением сетки эл. прожектора, В 0-4500

4. Формирование напряжения питания электронной пушки, кВ 0-40
5. Управление током катушки фокусировки электронного луча, А 0-1
6. Управление током катушки отклонения луча по осям X и Y, мА 0-130
7. Запоминание и воспроизведение траектории сварного шва.
8. Функция наведения по вторичным электронам.
9. Измерение и передача на компьютер всех параметров технологического процесса через гальванически изолированный интерфейс RS-485 со скоростью 1Мбит/сек.
10. Приём управляющих воздействий от компьютера.

Конструктивно оба шкафа выполнены в виде 19" шкафа TWT со стеклянными дверьми. Для обеспечения безопасности персонала высоковольтная часть шкафа дополнительно защищена со всех сторон пластинами из оргстекла.



Рисунок 2 – Шкаф управления электронной пушкой

### **Система видеонаблюдения**

Система видеонаблюдения разработана на базе IP-видеокамеры BW BD4330 и длиннофокусного объектива RV0550D.IR. Камера соединяется с компьютером кабелем Ethernet, по нему же подводится питание камеры. Камера расположена снаружи вакуумной камеры напротив смотрового окна и закрыта чехлом из плотной ткани для исключения бликов.

Видеоизображение процесса наведения и сварки передается на экран монитора компьютера. Возможность программно изменять величину экспозиции камеры позволяет наблюдать как процесс наведения, так и процесс сварки.



Рисунок 3 – Видеокамера со снятым чехлом

### **Комплекс программного обеспечения**

По согласованию с заказчиком, мы решили разрабатывать полностью автоматическую систему сварки. При автоматической сварке достигается 100% повторяемость результата, устраняются ошибки, вызванные человеческим фактором, снижаются требования к квалификации оператора установки. Подготовить оператора можно за одну рабочую смену.

Подготовка технологической карты сварки осуществляется технологом и заключается во вводе следующих параметров сварки для каждого изделия:

- режим сварки (наведение, прихватка, непрерывный)
- время сварки (одного оборота детали);
- мощность нагрева дополнительного катода;
- ток сварки;
- ток смещения (относительно траектории наведения);
- ток фокусировки луча;
- время линейного нарастания тока сварки;
- время линейного спада тока сварки.

Особенности наведения и сварки:

1. Оператор выбирает из списка необходимую технологическую карту сварки для конкретной детали.
2. Управляя двигателями, оператор производит предварительное позиционирование детали так, чтобы сварной шов находился на оси электронно-лучевой пушки.
3. Включается режим «наведение». Оператор при помощи отклоняющей системы наводит электронный луч на место будущего сварного шва.
4. Для устранения биения детали в плоскости, перпендикулярной оси вращения, пункт 3 повторяется 4 раза, при этом деталь автоматически вращается и останавливается через каждые  $90^\circ$ . Управляющая программа аппроксимирует траекторию наведения синусом, минимизируя сумму квадратов отклонения траектории от координат полученных четырёх точек методом градиентного спуска.
5. В режиме контроля наведения производится вращение детали и проход луча по траектории наведения. Оператор осуществляет визуальный контроль и включает режим «сварка», если луч проходит точно по траектории предстоящей сварки.
6. Сварка происходит полностью автоматически. Все параметры производимой сварки записываются в память компьютера.
7. Распечатывается паспорт свариваемой детали в виде графиков основных параметров сварки.

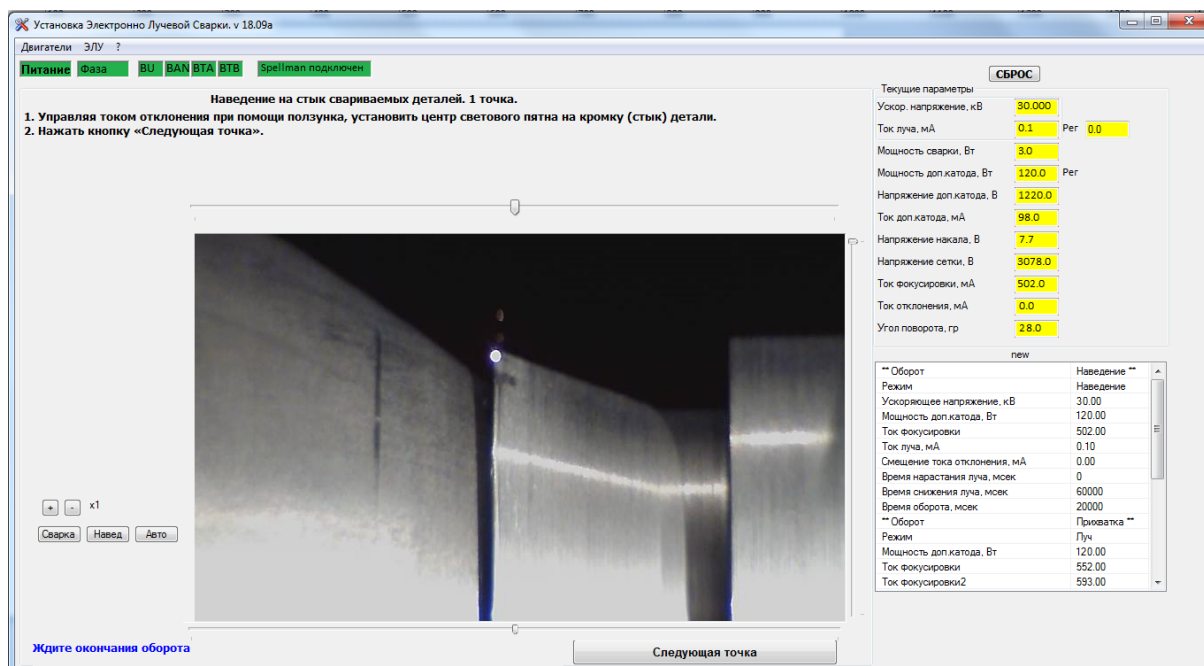


Рисунок 4 – Вид экрана монитора при наведении

Сварка может производиться как непосредственно по траектории наведения, так и по траектории, параллельной траектории наведения с заданным смещением. Количество сварных швов, параллельных траектории наведения может быть любым и для каждого можно задать свои параметры.

Вместо ручного наведения по четырём (или одной точке) возможно использование режима наведения по вторичным электронам, когда деталь при вращении сканируется электронным лучом, а затем данные, полученные при сканировании, аппроксимируются и формируют траекторию наведения.

Недостатком метода являются повышенные требования к геометрии стыка, по которому строится траектория наведения. В дальнейшем планируется реализовать механизм автофокусировки электронного луча.

Программное обеспечение выполнено в виде отдельных модулей и может быть быстро адаптировано к требованиям заказчика.

## Индустрия 4.0: трансформация сварочного производства

Дмитриева Е. Н.

«Кемппи Россия»

[Evgeniya.Dmitrieva@kemppi.com](mailto:Evgeniya.Dmitrieva@kemppi.com)

Цифровые технологии повышают эффективность производственных процессов во всех отраслях, и сварка — не исключение. В частности, благодаря современному программному обеспечению и облачным технологиям, количество брака в сварочном производстве сокращается на 40%, при этом время, необходимое на работу с документацией, сокращается на 70%. Использование цифровых решений в сочетании с современными сварочными аппаратами дает еще более ощутимый рост качества и производительности.

### Сварочное производство новой эпохи

Концепция «Индустрия 4.0» предполагает, что оборудование может обмениваться данными между собой в режиме реального времени. Чтобы работать в сети интернета вещей, современному сварочному аппарату необходимы встроенные модули Blue Tooth, Wi-Fi, сканнер штрих-кодов и т.п.

Пульт управления сварочным аппаратом должен поддерживать такие функции, как регистрация табельного номера сварщика, номера проекта, изделия, шва, технологической карты, сварочного материала. Все эти данные в режиме реального времени передаются на облачный сервер по беспроводному каналу. По итогам проверки данных, система выдает разрешение на дальнейшую работу.

Благодаря облачному серверу, больше не нужно устанавливать программное обеспечение непосредственно на рабочие места пользователей. Все сотрудники получают оперативный доступ к системе с любого устройства, независимо от его расположения.

С помощью пользовательского интерфейса ответственные специалисты могут непрерывно наблюдать за соблюдением технологии сварки. Также ПО позволяет собирать, хранить и анализировать производственные данные. На основе этой информации персонал может принимать более эффективные решения.

### Система управления сварочным производством WeldEye

Для управления сварочным производством компания «Кемппи» разработала программное решение WeldEye. Этот инструмент удобен для упорядоченного хранения связанной со сваркой документации. Он обеспечивает управление всеми процессами, включая процедуры сварки,



квалификацию сотрудников, документацию, отчеты и администрирование. В результате компания получает полную прослеживаемость каждого сварного шва.

WeldEye подходит и для крупных, и для небольших организаций, выполняющих сварочные работы. Продукт имеет модульную структуру, и предприятие может приобрести только те компоненты, которые отвечают его потребностям и особенностям отрасли.

С помощью WeldEye удобно контролировать соблюдение международных стандартов сварки, таких как ISO, ASME и AWS. Также предприятие заносит в программу собственные технологические карты — WPS (Welding Procedure Specification — спецификации процедуры сварки), которые содержат инструкции по выполнению для каждого вида изделий и швов. В дальнейшем WeldEye гарантирует выполнение этих инструкций.

### **Принцип работы WeldEye**

Каждый сварочный аппарат, подключенный к WeldEye, должен иметь датчики сбора данных. Также аппарату необходим пользовательский интерфейс и связь с интернетом для того, чтобы отправлять данные в систему. При необходимости устройство пользовательского интерфейса можно подключить к сварочному аппарату с помощью адаптера.

В системе WeldEye есть несколько разделов. Модуль «Процедуры сварки» включает цифровую библиотеку и функции управления цифровыми технологическими картами, а также шаблоны, соответствующие наиболее распространённым стандартам сварки. Чтобы в полной мере использовать функционал WeldEye, в библиотеку необходимо добавить информацию об используемых сварочных материалах и можно начинать отслеживать их расход.

Модуль «Контроль качества» содержит функции проверки качества сварки на соответствие цифровым WPS и квалификации персонала.

Модуль «Персонал и квалификации» предназначен для ведения базы данных персонала. Здесь есть функция управления и продления квалификационных сертификатов сварщиков и инспекторов. В результате компания может продлевать квалификации в десять раз быстрее, чем обычно.

Модуль «Управление производством» включает функции управления проектом сварки и функции регистрации документов.

Помимо этого, есть вкладки Reports и Weld data, предусмотренные для контроля эффективности производства. Во вкладку Shift Planner можно занести рабочие смены сварщиков и контролировать их производительность.

Первоначальную настройку и запуск WeldEye проводит специалист компании-разработчика. После небольшого обучения, продуктом могут с легкостью пользоваться все специалисты в области сварочного производства.

### **Возможности современных аппаратов**

Цифровые решения «Кемппи» совместимы с различным оборудованием. Однако тем, кто хочет получить максимальный эффект, есть смысл внедрять не только программное обеспечение, но и переходить на современные сварочные аппараты. В частности, флагманский X8 MIG Welder, предназначенный для синергетической и импульсной сварки MIG/MAG, ручной дуговой сварки (ММА), пайки MIG, наплавки и строжки, дает сразу несколько преимуществ.

Так аппарат оснащен технологией RGT, которая позволяет варить на большем вылете электрода. Это дает возможность уменьшить угол разделки металла и снизить расход присадочных материалов на 25%.

Также X8 MIG Welder имеет крупный эргономичный дисплей, благодаря которому аппарат можно настроить на 30% быстрее.

Кроме того, этот интеллектуальный аппарат обеспечивает очень точный контроль сварочной дуги и высокую производительность сварки (токи до 600 А). В нем использован инновационный механизм для безопасной и удобной загрузки катушки с присадочной проволокой. Сбалансированные сварочные горелки со съемной рукояткой делают сварку более комфортной, а встроенная подсветка позволяет работать даже в условиях слабого освещения.

В сочетании с системой WeldEye аппарат X8 MIG Welder легко адаптируется к любым производственным условиям и соответствует самым высоким требованиям в области промышленной сварки.

## **Новый метод контроля положения стыка на рабочем токе при электронно-лучевой сварке**

А. А. Дружинина, В. Д. Лаптенко, А. В. Мурыгин, В. Е. Петренко  
ФГБОУ ВО «Сибирский государственный университет науки и технологий  
имени академика М. Ф. Решетнева»  
e-mail: [druzhininasasha@rambler.ru](mailto:druzhininasasha@rambler.ru)

**Аннотация.** Экспериментальные исследования показали, что использование развертки электронного пучка с целью повышения качества формирования сварного соединения позволяет трансформировать парогазовый канал в стабильную полость проплавления по всей глубине сварного шва. Наличие полости открывает новые возможности по контролю и управлению электронно-лучевой сваркой. В настоящей работе авторами предложен новый метод контроля положения стыка свариваемых деталей на рабочем токе по рентгеновскому излучению из полости проплавления, образующейся при продольном и поперечном сканировании стыка электронным пучком с соответствующей формой развертки. Разработана математическая модель метода, позволяющая исследовать характеристики датчика.

### **Введение**

Качество сварных соединений, получаемых в процессе электронно-лучевой сварки (ЭЛС), в первую очередь зависит от точного совмещения электронного пучка со стыком свариваемых деталей. Несмотря на многообразие методов и технических средств контроля положения стыка, окончательного решения данной научно-технической проблемы не найдено, поэтому работы по созданию систем автоматического позиционирования пучка по стыку соединения свариваемых деталей активно продолжают [1-9].

Усовершенствование сварочного оборудования и разработка новых технологических приемов сварки высококонцентрированным электронным пучком открывают новые перспективы по контролю и управлению процессом ЭЛС. Так для снижения склонности сварных соединений к образованию трещин и корневых дефектов необходимо формировать канал проплавления с достаточно широкой нижней частью. С этой целью применяют продольное и поперечное сканирование стыка электронным пучком. Использование различных форм развертки с программированием распределения энергии пучка вдоль траектории сканирования позволяет получать требуемую геометрию шва [10].

Экспериментальные исследования по применению различных форм развертки электронного пучка с целью качественного формирования сварного соединения показали, что при соответствующих траекториях сканирования парогазовый канал трансформируется в устойчивую открытую полость проплавления по всей глубине сварного шва [11].

Наличие стабильной полости проплавления открывает новые возможности при решении задачи наведения электронного пучка на стык соединения.

В настоящей работе рассматривается метод контроля положения стыка на рабочем токе при электронно-лучевой сварке.

### Математическая модель метода контроля положения стыка

Предложенный метод основан на регистрации рентгеновского излучения от поверхности полости проплавления, прошедшего через слой непроплавленного металла.

При взаимодействии электронного пучка с материалом свариваемого изделия возбуждается тормозное рентгеновское излучение, интенсивность которого [12] определяется выражением

$$I_0 = kk_1 I_b Z U_0^2, \quad (1)$$

где  $k = 1,5 \cdot 10^{-9} \text{ В}^{-1}$  – коэффициент пропорциональности;  $k_1$  – коэффициент, учитывающий пространственную ориентацию датчика;  $I_b$  – ток электронного пучка;  $Z$  – атомный номер материала свариваемого изделия;  $U_0$  – ускоряющее напряжение.

Учитывая неравномерное распределение плотности тока пучка по поверхности изделия и наличие стыка, ориентированного вдоль оси  $Y$ , можно определить интенсивность тормозного излучения в области рентгеновского датчика [13] из выражения

$$I_0 = kk_1 U_0^2 Z I_b \int_{-\infty}^{\infty} k_2(x) j_b(x) dx, \quad (2)$$

где  $k_2(x)$  – коэффициент, учитывающий неоднородность поверхности свариваемых деталей;  $j_b(x)$  – нормированное распределение плотности тока пучка на поверхности детали по оси  $X$ , которую можно с достаточной точностью [14] описать нормальным законом распределения

$$j_b(x) = \frac{1}{\sigma_x \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(x - \varepsilon_x)^2}{2\sigma_x^2}\right), \quad (3)$$

где  $\sigma_x$ , – среднеквадратическое отклонение электронов от оси пучка по оси  $X$ ;  $\varepsilon_x$  – положение оси пучка на оси  $X$ .

Таким образом, выражение (2) примет следующий вид:

$$I_0 = kk_1 U_0^2 Z I_b \frac{1}{\sigma_x \sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{\infty} k_2(x) \exp\left(-\frac{(x - \varepsilon_x)^2}{2\sigma_x^2}\right) dx. \quad (4)$$

Принимаем, что в процессе сварки сканирующим электронным пучком образуется устойчивая полость проплавления, имеющая практически параллельные стенки (рис. 1). Сканирование осуществляется по нижней поверхности образующейся полости, ширина которой

ограничивает зону возбуждения рентгеновского излучения. В этом случае коэффициент  $k_2$  будет иметь следующий вид

$$k_2(x) = \begin{cases} 0, & -\infty < x < -\frac{h}{2}, \\ 1, & -\frac{h}{2} < x < \frac{h}{2}, \\ 0, & \frac{h}{2} < x < \infty, \end{cases} \quad (5)$$

где  $h$  – ширина полости, рассчитываемая по формуле

$$h = 2(A_x + \sigma_x), \quad (6)$$

где  $A_x$  – амплитуда сканирования пучка по оси  $X$ .

При угле падения пучка на поверхность обрабатываемых деталей, равном  $90^\circ$ , диаграмма распределения интенсивности рентгеновского излучения имеет вид окружности [15]. Таким образом, рентгеновские лучи распространяются не только в пространстве над изделием, но и проникают в материал свариваемых деталей.

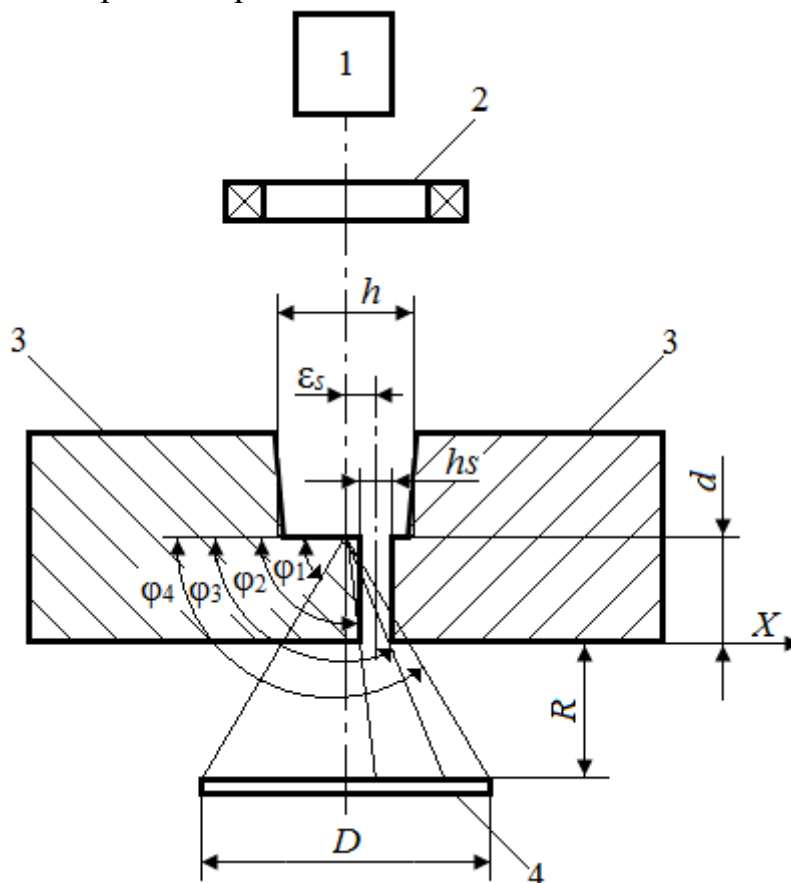


Рисунок 1 – Схема установки рентгеновского датчика:

- 1 – электронно-лучевая пушка; 2 – отклоняющая система; 3 – свариваемые детали;  
4 – рентгеновский датчик

Интенсивность рентгеновского излучения, прошедшего через слой материала и достигшего рентгеновского датчика, установленного с

обратной стороны сварного шва (рис. 1), экспоненциально убывает в зависимости от длины пройденного пути в поглощающем слое:

$$I_d = I_0 \exp(-\alpha \delta) = I_0 k_3, \quad (7)$$

где  $I_0$  – интенсивность исходного рентгеновского излучения;  $\delta$  – толщина поглощающего слоя;  $\alpha$  – коэффициент, зависящий от природы вещества поглощающего слоя и длины волны.

Толщина поглощающего слоя зависит от угла падения  $\varphi$  рентгеновского излучения на датчик. Поэтому выражение (7) с учетом (4) и (5) запишется в виде

$$I_d = k k_1 U_0^2 Z I_b \frac{1}{\sigma_x \sqrt{2\pi}} \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} k_3(\varphi) \cdot \exp\left(-\frac{(x - \varepsilon_x)^2}{2\sigma_x^2}\right) dx. \quad (8)$$

Принимая за начало координат положение оптической оси электронно-лучевой пушки, для участка  $(-h/2) < x < (\varepsilon_s - hs/2)$ , где  $\varepsilon_s$  – смещение стыка от оптической оси пушки (рис. 1), коэффициент  $k_3(\varphi)$  рассчитывается по формуле

$$k_3(\varphi) = \int_{\varphi_1}^{\varphi_2} \exp\left(-\alpha \frac{d}{\sin \varphi}\right) d\varphi + \int_{\varphi_2}^{\varphi_3} \exp\left(-\alpha \frac{(-x) + \varepsilon_s - \frac{hs}{2}}{\sin\left(\varphi - \frac{\pi}{2}\right)}\right) d\varphi + \int_{\varphi_3}^{\varphi_4} \exp\left(-\alpha \left[ \frac{d}{\sin \varphi} - \frac{hs}{\sin\left(\varphi - \frac{\pi}{2}\right)} \right]\right) d\varphi, \quad (9)$$

где  $hs$  – ширина зазора в стыке;  $d$  – толщина непроплава в корне шва. Углы  $\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3, \varphi_4$  определяются выражениями:

$$\varphi_1 = \arctg \frac{d + R}{\frac{D}{2} + x}, \quad (10)$$

$$\varphi_2 = \frac{\pi}{2} + \arctg \frac{(-x) + \varepsilon_s - \frac{hs}{2}}{d}, \quad (11)$$

$$\varphi_3 = \frac{\pi}{2} + \arctg \frac{(-x) + \varepsilon_s + \frac{hs}{2}}{d}, \quad (12)$$

$$\varphi_4 = \frac{\pi}{2} + \arctg \frac{\frac{D}{2} + (-x)}{d + R}, \quad (13)$$

где  $D$  – ширина рентгеновского датчика;  $R$  – расстояние от нижней поверхности детали до рентгеновского датчика.

Для участка  $(\varepsilon_s + hs/2) < x < (h/2)$  коэффициент  $k_3(\varphi)$  равен

$$k_3(\varphi) = \int_{\varphi_1}^{\varphi_2} \exp\left(-\alpha \left[ \frac{d}{\sin \varphi} - \frac{hs}{\cos \varphi} \right]\right) d\varphi + \int_{\varphi_2}^{\varphi_3} \exp\left(-\alpha \frac{x - \varepsilon_s - \frac{hs}{2}}{\cos \varphi}\right) d\varphi +$$

$$+ \int_{\varphi_3}^{\varphi_4} \exp\left(-\alpha \frac{d}{\sin \varphi}\right) d\varphi, \quad (14)$$

где углы  $\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3, \varphi_4$  определяются выражениями:

$$\varphi_1 = \operatorname{arctg} \frac{d+R}{\frac{D}{2} + x}; \quad (15)$$

$$\varphi_2 = \operatorname{arctg} \frac{d}{x - \varepsilon_s + \frac{hs}{2}}; \quad (16)$$

$$\varphi_3 = \operatorname{arctg} \frac{d}{x - \varepsilon_s - \frac{hs}{2}}; \quad (17)$$

$$\varphi_4 = \frac{\pi}{2} + \operatorname{arctg} \frac{\frac{D}{2} + (-x)}{d+R}. \quad (18)$$

Для участка  $(\varepsilon_s - hs/2) < x < (\varepsilon_s + h/2)$  коэффициент  $k_3(\varphi)$  равен

$$k_3(\varphi) = \int_{\varphi_1}^{\varphi_2} \exp\left(-\alpha \left[ \frac{d}{\sin \varphi} - \frac{x - (\varepsilon_s - hs)}{\cos \varphi} \right]\right) d\varphi + 1 +$$

$$+ \int_{\varphi_3}^{\varphi_4} \exp\left(-\alpha \left[ \frac{d}{\sin \varphi} - \frac{\varepsilon_s + \frac{hs}{2} - x}{\sin\left(\varphi - \frac{\pi}{2}\right)} \right]\right) d\varphi, \quad (19)$$

где углы  $\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3, \varphi_4$  определяются выражениями:

$$\varphi_1 = \operatorname{arctg} \frac{d+R}{\frac{D}{2} + x}; \quad (20)$$

$$\varphi_2 = \operatorname{arctg} \frac{d}{x - \varepsilon_s + \frac{hs}{2}}; \quad (21)$$

$$\varphi_3 = \frac{\pi}{2} + \operatorname{arctg} \frac{\varepsilon_s + \frac{hs}{2} - x}{d}; \quad (22)$$

$$\varphi_4 = \frac{\pi}{2} + \operatorname{arctg} \frac{\frac{D}{2} - x}{d+R}. \quad (23)$$

Полученная математическая модель позволяет исследовать характеристики рентгеновского датчика.

### Статические характеристики датчика положения стыка

На рисунке 2 представлены нормированные распределения интенсивности рентгеновского излучения по оси  $X$ , рассчитанные при  $h = 3$  мм,  $D = 20$  мм,  $R = 5$  мм,  $d = 3$  мм,  $h_s = 0,05$  мм для различных значений смещения стыка.

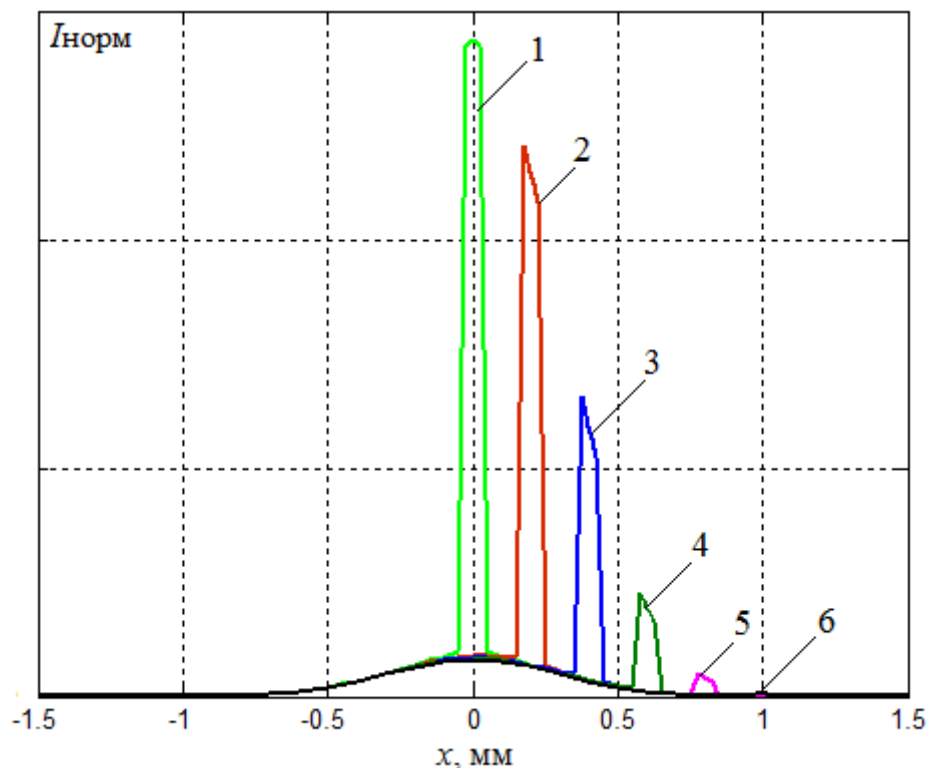


Рисунок 2 – Нормированное распределение интенсивности рентгеновского излучения: 1 –  $\varepsilon_s = 0$  мм; 2 –  $\varepsilon_s = 0,2$  мм; 3 –  $\varepsilon_s = 0,4$  мм; 4 –  $\varepsilon_s = 0,6$  мм; 5 –  $\varepsilon_s = 0,8$  мм; 6 –  $\varepsilon_s = 1$  мм

Из графиков видно, что положение стыка определяется по скачкообразному увеличению интенсивности рентгеновского излучения, попадающего на датчик.

На рисунках 3 и 4 представлены зависимости сигнала интегрального рентгеновского датчика от смещения стыка относительно оптической оси пушки, рассчитанные по формуле (8) с учетом выражений (9) – (23) при различной ширине зазора в стыке (рис. 3) и при различной толщине непроплава в корне шва.



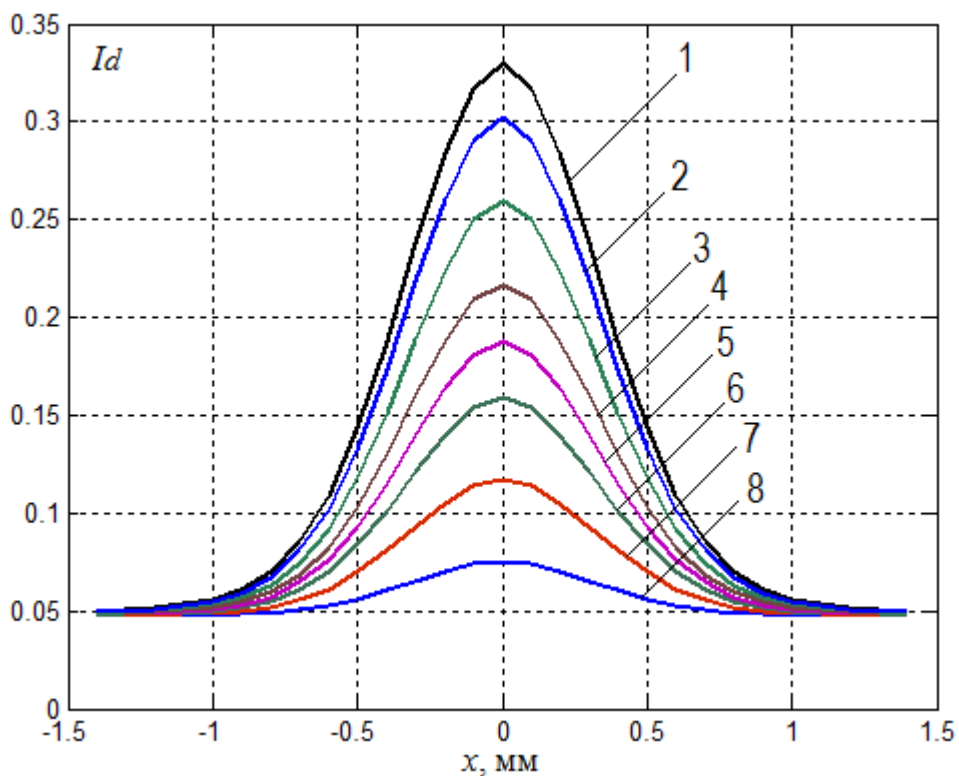


Рисунок 3 – Зависимости сигнала рентгеновского датчика от смещения стыка относительно оси пушки при толщине непроплава в корне шва  $d = 3$  мм и различной ширине зазора в стыке: 1 –  $hs = 0,2$  мм; 2 –  $hs = 0,18$  мм; 3 –  $hs = 0,15$  мм; 4 –  $hs = 0,12$  мм; 5 –  $hs = 0,1$  мм; 6 –  $hs = 0,08$  мм; 7 –  $hs = 0,05$  мм; 8 –  $hs = 0,02$  мм

Анализ графиков показывает, что положение максимума статической характеристики соответствует совмещению оптической оси пушки с центром зазора в стыке.

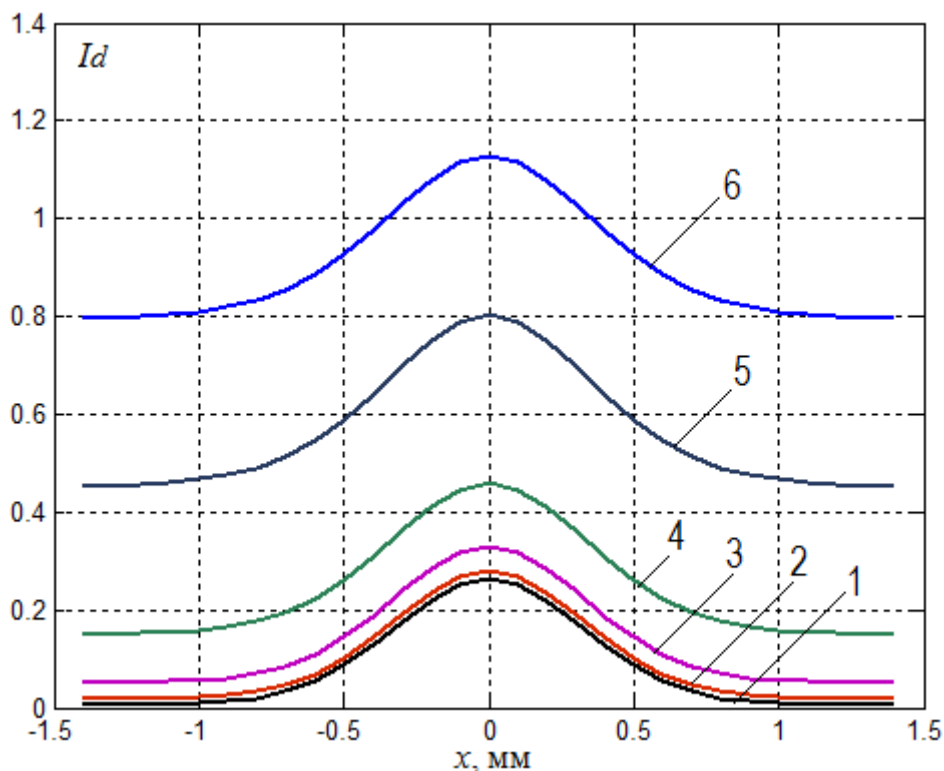


Рисунок 4 – Зависимости сигнала рентгеновского датчика от смещения стыка относительно оси пушки при ширине зазора в стыке  $h_s = 0,2$  мм и различной толщине непроплава в корне шва: 1 –  $d = 5$  мм; 2 –  $d = 4$  мм; 3 –  $d = 3$  мм; 4 –  $d = 2$  мм; 5 –  $d = 1$  мм; 6 –  $d = 0,5$  мм

При увеличении зазора в стыке увеличивается значение максимума интенсивности рентгеновского излучения в зоне обзора датчика. Увеличение толщины непроплава в корне шва приводит к уменьшению сигнала рентгеновского датчика положения стыка.

### Заключение

1. Разработанная математическая модель может быть использована для анализа характеристик рентгеновского датчика положения стыка на рабочем токе при различных условиях сварки.

2. Полученные характеристики свидетельствуют о возможности использования рентгеновского излучения из зоны обработки для контроля совмещения электронного пучка со стыком в корне шва.

3. При толщине непроплава, равной 5 мм, интенсивность рентгеновского излучения датчика снижается, но возможность определения положения стыка еще остается.

### Литература

1. Лаптенко В. Д. Рентгеновский датчик для наведения электронного луча на стык в процессе электронно-лучевой сварки / В. Д. Лаптенко, А. В. Мурыгин, Д. В. Тихоненко // Сварочное производство. 2006. № 6. С. 7–13.

2. Назаренко О. К. Совершенствование электронно-лучевого сварочного оборудования / О. К. Назаренко // Сварочное производство. 2008. № 11. С. 31–36.

3. *Murygin A. V.* X-ray sensor for guiding the electron beam on the joint in electron-beam welding / A. V. Murygin, V. D. Laptенок, D. V. Tichonenko // *Weld. Int.* 2006. Vol. 20 (11). P. 894 – 900.
4. *Румянцев Е. Н.* Использование термоэмиссии с поверхности парагазового кратера для контроля положения стыка при ЭЛС / Е. Н. Румянцев, В. Н. Ластовирия // *Сварка и диагностика.* 2011. № 1. С. 21–25.
5. *Майоров, Л. Н.* Фиксация изображения зоны сварки для систем управления / Л. Н. Майоров, М. В. Таксанц // *Сварочное производство.* 2011. № 12. С. 35–39.
6. *Нестеренков, В. М.* Электронно-лучевая сварка крупногабаритных толстостенных конструкций из сплава магния / В. М. Нестеренков, А. А. Бондарев // *Автоматическая сварка.* 2014. № 2 (729). С. 39–43.
7. *Druzhinina A. A.* Automatic control of positioning along the joint during EBW in conditions of action of magnetic fields / A. A. Druzhinina, V. D. Laptенок, A. V. Murygin, P. V. Laptенок // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* 2016. Vol. 155. P. 012009.
8. *Мурыгин А. В.* Помехоустойчивость рентгеновского датчика стыка при электронно-лучевой сварке / А. В. Мурыгин, В. С. Тынченко, А. Н. Коваленко, В. Д. Лаптенко, А. Н. Бочаров // *Научно-технический вестник Поволжья.* 2018. № 11. С. 230–234.
9. *Бочаров А. Н.* Система видеонаблюдения за процессом электронно-лучевой сварки / А. Н. Бочаров, В. Д. Лаптенко, А. В. Мурыгин, Ю. Н. Серегин, В. С. Тынченко // *DSPA: Вопросы применения цифровой обработки сигналов.* 2016. Т. 6, № 4. С. 870–872.
10. *Серегин Ю. Н.* Программное распределение энергии электронного пучка по пятну нагрева при ЭЛС / Ю. Н. Серегин, В. Д. Лаптенко, А. В. Мурыгин // *Технология и оборудование «ЭЛС-2014»: доклады Санкт-Петербургской международной научно-технической конференции, 24-26 июня 2014 г. / Санкт-Петербургский гос. политехн. ун-т. СПб., 2014. С. 39–45.*
11. *Seregin Y. N.* Experimental research on electron-beam welding technology with a scanning electron beam / Y. N. Seregin, V. D. Laptенок, A. V. Murygin, A. N. Bocharov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* 2019. Vol. 467. P. 012012.
12. *Рентгеновские лучи / пер. с нем. и англ. Л. Н. Бронштейн; под ред. М. А. Блохина. М.: Изд. иностр. лит., 1960. – 468 с.*
13. *Управление электронно-лучевой сварки / В. Д. Лаптенко, А. В. Мурыгин, Ю. Н. Серегин, В. Я. Браверман; под ред. В. Д. Лаптенка. Красноярск: САА, 2000. – 234 с.*
14. *Рыкалин Н. Н.* Основы электронно-лучевой обработки материалов / Н. Н. Рыкалин, И. В. Зуев, А. А. Углов. М.: Машиностроение, 1978. – 239 с.
15. *Automatic weld line sensing and work positioning for electron beam welding / S. Sasaki, H. Murakami, T. Iwami, S. Yasunaga // IIW DOC. 4-368-84.*

## **Управление параметрами ЭЛС на основе данных системы сканирования зазора между свариваемыми кромками в процессе сварки**

А.Н. Касицын, Р.Ю. Агафонов, А.В. Леонов, Г.В. Григорьев

АО «Российские космические системы»

E-mail: [contact@spacecorp.ru](mailto:contact@spacecorp.ru)

**Аннотация.** Изучены закономерности влияния зазора между свариваемыми кромками при герметизации корпусов приборов радиоэлектронной аппаратуры (РЭА) на величину сигнала с датчика электронной эмиссии, в процессе электронно-лучевой сварки (ЭЛС). Определена степень влияния изменения тока электронного пучка при постоянном значении тока фокусирующей системы на глубину проплава при увеличивающемся зазоре между свариваемыми кромками.

**Abstract.** Investigated the influence of the welding gaps between the welded edges on the signal value from electronic emission sensor during the sealing of radio equipment housings using electron beam welding (EBW). The degree of influence of electron beam current changes (with constant focus system current) on the depth of the melt with an increasing gap between the welded edges is determined.

**Ключевые слова:** электронно-лучевая сварка, свариваемые кромки, управление параметрами ЭЛС, датчик электронной эмиссии, сварочные зазоры, герметизация корпусов приборов

**Key words:** electron beam welding, welded edges, EBW parameters control, electron emission sensor, welding gaps, sealing of radio equipment housings

### **Введение**

При герметизации корпусов приборов РЭА методом ЭЛС должна быть обеспечена требуемая глубина проплава. Конструкция корпуса прибора может не предусматривать обеспечение минимально возможного зазора между свариваемыми кромками крышки и корпуса и в процессе герметизации таких корпусов, в связи с изменением величины зазора, возможно появление несплавлений свариваемых кромок. Устранение такого дефекта приводит к увеличению глубины проплава и, как следствие, к нарушению требований, предъявляемых к сварному соединению.

В процессе герметизации корпусов приборов РЭА методом ЭЛС для обеспечения необходимой глубины проплавления возможно адаптивно управлять током пучка, фокусировкой и формой пучка в зависимости от получаемой информации с различных датчиков. Для управления процессом ЭЛС широкое распространение получили оптоэлектронные и рентгеновские датчики, а также датчики заряженных частиц, основанные на коллекторах электронов [1–3]. Существующие системы слежения за

стыком предназначены для позиционирования электронного пучка по направлению стыка свариваемых деталей и не позволяют произвести оценку размеров зазора между свариваемыми кромками с целью корректировки режимов электронно-лучевой сварки.

При герметизации корпусов приборов РЭА в результате взаимодействия электронов пучка с металлом свариваемых кромок кинетическая энергия электронов переходит в тепловую, вызывая нагрев и плавление металла, а также различные виды сопутствующих процессу ЭЛС излучений заряженных частиц. Часть электронов, взаимодействуя с поверхностью металла, отражается, изменяя свою энергию. Такие электроны бывают высоко- и низкоэнергетическими, несут полезную информацию о процессах, протекающих в сварочной ванне, и могут быть использованы в системах машинного зрения и различных системах управления процессом ЭЛС. Для регистрации такой информации широкое распространение получили коллекторы электронов [4], представляющие собой заземленный через токоизмерительное сопротивление электрод, устанавливаемый непосредственно над зоной сварки или в непосредственной близости от нее.

Применение коллекторов электронов при ЭЛС получило широкое распространение и часто используется для наведения на стык свариваемых деталей и корректировки положения фокуса электронного пучка [5,6]. Обычно такие системы используют остросфокусированный электронный пучок малой мощности для получения информации о свариваемых кромках, сканируя их по различным траекториям непосредственно перед сваркой. Также известны способы управления процессом ЭЛС с использованием плазменного факела, как проводника тока [7], однако датчики таких систем располагаются достаточно близко от сварочной ванны и могут быть подвержены значительным термическим воздействиям, что снижает надежность управления процессом ЭЛС в автоматическом режиме.

Перед исследованием влияния параметров сварки на глубину проплава было принято решение изучить сигнал, содержащий информацию о ширине зазора стыка, с помощью коллектора электронной эмиссии при воздействии электронного пучка на свариваемые кромки, а также исследовать характер формирования сварного шва при разной величине зазора стыка свариваемых кромок.

### **Методика проведения исследований**

Для проведения исследований использовалась система регистрации электронного тока [8], состоящая из персонального компьютера (ПК) и датчика электронной эмиссии на основе коллектора электронов. Принципиальная схема системы регистрации электронного тока в составе ЭЛУ представлена на рисунке 1.

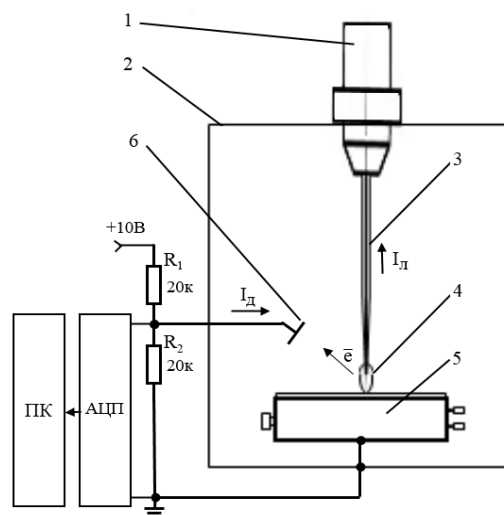


Рисунок 1 – Принципиальная схема системы регистрации электронного тока в составе ЭЛУ: 1 – электронно-лучевая пушка; 2 – вакуумная камера, 3 – пучок электронов; 4 – плазменный факел; 5 – герметизируемый корпус; 6 – коллектор электронов; R1, R2 – сопротивления для согласования измеряемого сигнала и АЦП

Для регистрации электронного тока коллектору электронов 6, который является анодом по отношению к герметизируемому корпусу 5 – катоду, сообщают положительный заряд, чтобы эмитированные с поверхности свариваемых кромок электроны притягивались положительным зарядом коллектора 6. Образующийся вторично-электронный ток определяется суммой термоэлектронного тока, тока отраженных электронов, отрицательных и положительных ионов.

Регистрация вторично-электронного тока выполняется электродом, заземленным через токоизмерительное сопротивление 20 кОм и имеющим положительный потенциал 5 В. Максимальный ток, регистрируемый предлагаемой системой сбора данных, составляет 350 мкА.

Для проведения эксперимента по изучению уровня сигнала и амплитуды электронного тока в зависимости от величины зазора изготавливались образцы длиной  $L=150$  мм и толщиной свариваемых кромок 1,3 мм. С одной стороны кромки плотно фиксировались в оснастке без зазора, с другой, при помощи пластины толщиной  $\approx 1$  мм, устанавливался зазор. Величина зазора на протяжении всего образца до сварки измерялась при помощи стереомикроскопа STEMI 2000-C. Сварка таких образцов проводилась на токах электронного пучка, равного 9, 10 и 11 мА. В процессе сварки при помощи датчика электронной эмиссии регистрировался электронный ток, график которого далее сопоставлялся с полученной протяженностью сварного шва и исходным зазором до сварки образцов. Глубина проплава оценивалась с использованием стереомикроскопа STEMI 2000-C на фрагментах, вырезанных и из сваренных образцов при помощи механической обработки с последующей подготовкой исследуемой поверхности.

### Результаты исследований и их обсуждение

Анализируя полученные при помощи датчика электронной эмиссии графики при сварке образцов без зазоров и с различными зазорами можно заметить различия, позволяющие использовать информацию об электронном токе, получаемом с коллектора электронов для управления процессом ЭЛС. Во всех случаях для снижения шумов и выделения сигнала применялся фильтр скользящего среднего [9]. При сварке образцов без значимых зазоров характер электронного тока во времени при сварке значительно не меняется, что отражено на рисунке 2.

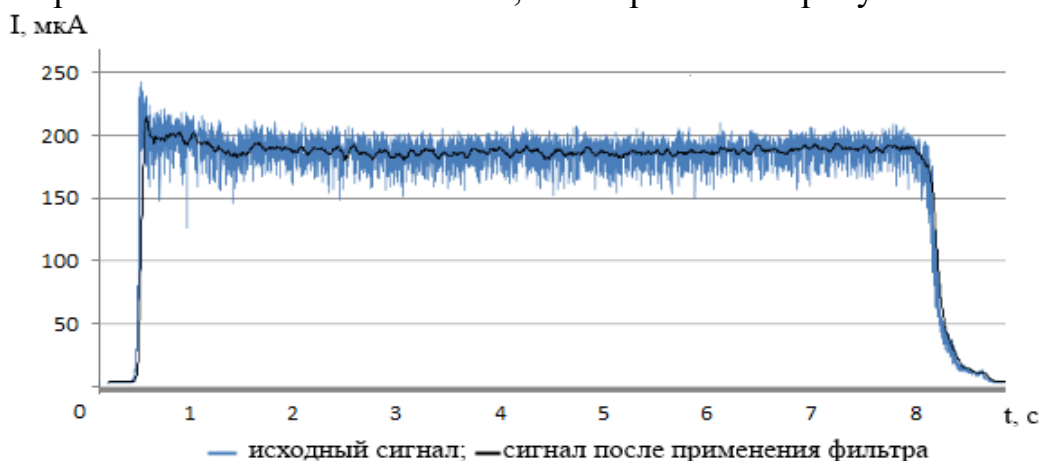


Рисунок 2 – Изменение амплитуды вторичного электронного тока в процессе сварки образца при токе пучка 9 мА

В образцах с раскрывающимся зазором характер измеряемого электронного тока изменяется по мере увеличения зазора, что отражено на рисунке 3. Можно заметить уменьшение среднего значения электронного тока на 50 мкА по мере увеличения зазора между кромками до 750 мкм. Амплитуда колебаний электронного тока также снижается.

Это связано с постепенным уменьшением количества отраженных от поверхности свариваемых кромок электронов, так как часть первичных электронов электронного пучка не взаимодействует с металлом кромок, а пролетает в увеличивающийся зазор. На участке с резким снижением амплитуды (примерно на расстоянии  $L=90$  мм от начала образца) величина зазора оказывается критической для выбранных параметров ЭЛС, процесс сплавления прекращается и начинается оплавление свариваемых кромок по отдельности. Далее, по мере увеличения зазора, собираемый коллектором электронов ток продолжает уменьшаться. После сварки образца по графику амплитуда сигнала – время можно определить координаты образования несплавления при известной скорости сварки.

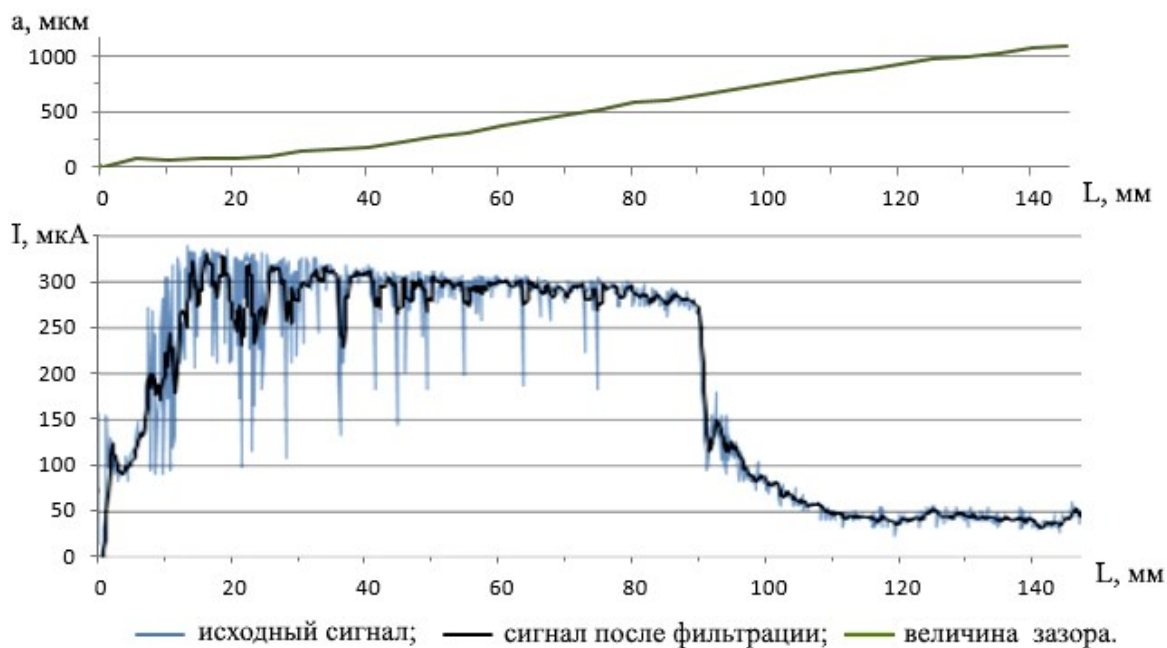


Рисунок 3 – Образец с плавно увеличивающимся зазором между свариваемыми кромками: зависимость величины зазора между свариваемыми кромками от длины образца  $a(L)$  и график изменения амплитуды вторичного электронного тока в процессе сварки образца при токе пучка 11 мА  $I(L)$

В случае с зазором между кромками в середине свариваемых образцов можно наблюдать соответствующее снижение амплитуды сигнала по мере увеличения части электронного пучка, попадающего в область зазора, что видно на рисунке 4.

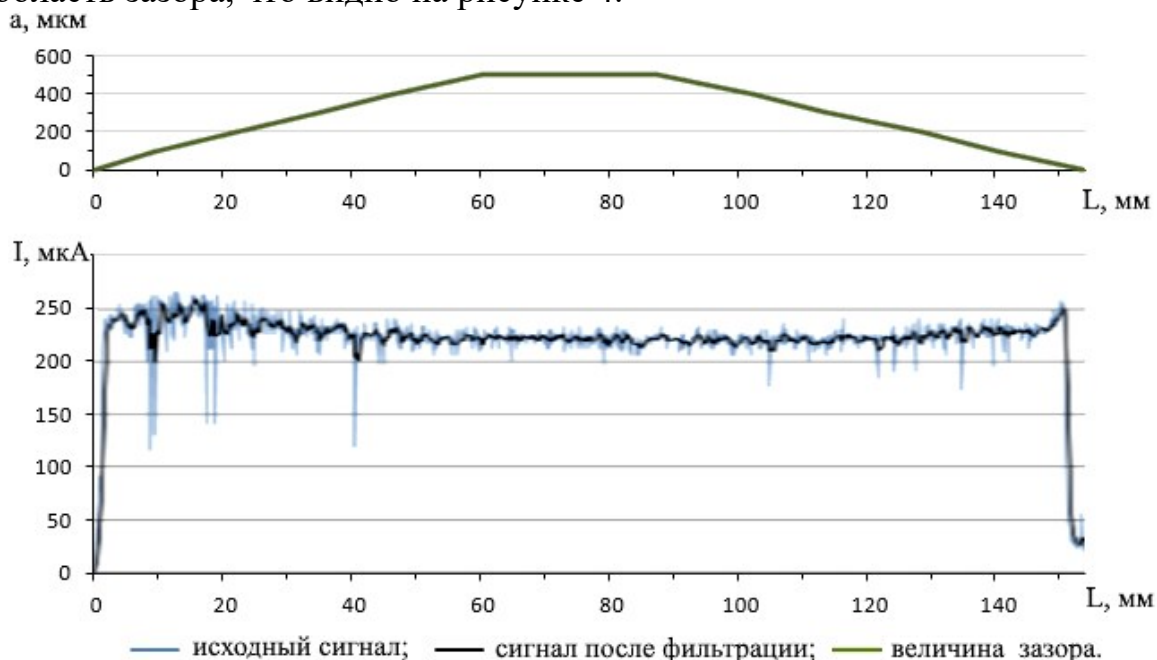


Рисунок 4 – Образец с зазором в центре: зависимость величины зазора между свариваемыми кромками от длины образца  $a(L)$  и график изменения амплитуды вторичного электронного тока в процессе сварки образца при токе пучка 11 мА  $I(L)$



В данном случае несплавление не образовалось, однако на участке длины 60-120 мм наблюдаемое среднее значение электронного тока ниже, чем вначале и в конце сварки образца, что соответствует области увеличения зазора между свариваемыми кромками до 500 мкм в середине образца. По мере уменьшения зазора возрастает и амплитуда сигнала, регистрируемого датчиком.

Исследуя свариваемость образцов с зазорами на разных токах пучка при неизменном токе фокусирующей системы экспериментально установлено, что изменение тока пучка незначительно влияет на свариваемость кромок при увеличивающемся зазоре, что отражено на рисунке 5. В связи с тем, что распределение плотности тока по радиусу электронного луча является гауссовым [10], несмотря на увеличение плотности мощности в пятне нагрева за счет увеличения тока, наиболее эффективная по распределению мощности часть пучка попадает в зазор между кромками и вводимой в свариваемые кромки энергии недостаточно для поддержания сплавления.

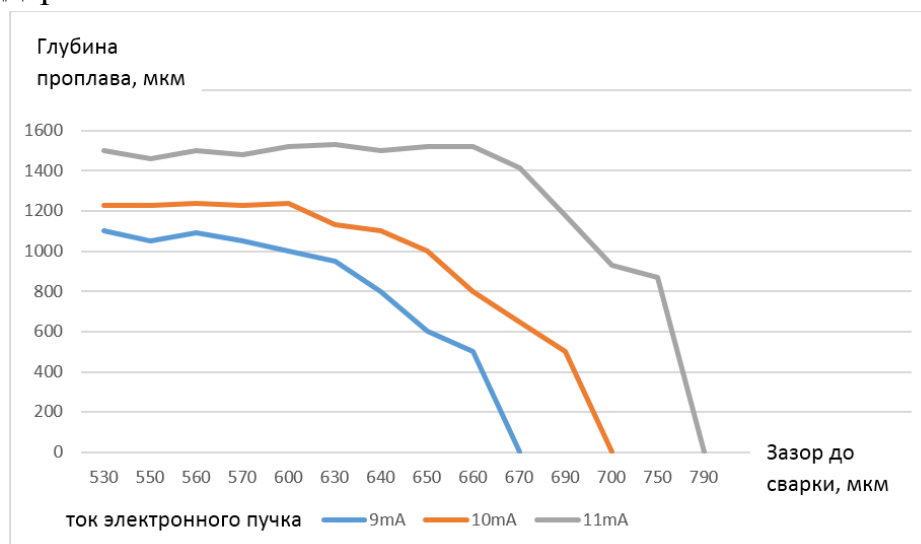


Рисунок 5 – Зависимость глубины проплава от величины зазора на разных режимах сварки

### Закключение

Исходя из полученных зависимостей можно сделать вывод, что увеличение тока электронного пучка незначительно влияет на обеспечение получения сварного соединения при увеличивающемся зазоре между свариваемыми кромками корпуса и крышки приборов РЭА. Несмотря на увеличение тока электронного пучка, во всех случаях плотность мощности в пятне нагрева значительно падает в связи с попаданием части электронов пучка в зазор между свариваемыми кромками.

С целью обеспечения сплавления свариваемых кромок в данных условиях необходимо изменять ток фокусирующей системы для увеличения площади пятна нагрева. Совместно с током фокусирующей

системы необходимо увеличивать ток электронного пучка для обеспечения плотности мощности, необходимой для поддержания сварочной ванны. В результате анализа графиков электронного тока определено, что амплитуда сигнала различается в зависимости от изначального тока сварки, при этом характер зависимости для определения величины зазора сохраняется.

Для автоматизации процесса контроля глубины проплава при герметизации корпусов приборов РЭА можно использовать систему управления процессом ЭЛС, основанную на получении информации из зоны сварки за счет применения датчика электронной эмиссии непосредственно в процессе сварки при герметизации корпусов приборов РЭА. Сопоставив снижение амплитуды в процессе сварки, автоматическая система управления может внести изменения в параметры режима ЭЛС, позволяющие продолжить процесс герметизации при изменяющихся зазорах между свариваемыми кромками с целью получения герметичного соединения, удовлетворяющего установленным требованиям. При больших зазорах для обеспечения сплавления свариваемых кромок приобретает актуальность применение развертки электронного пучка.

### Литература

1. А.с. 1450943 СССР, МПК7 В 23К 15/00. Способ управления электронно-лучевой сваркой и устройстве для его осуществления [Текст] / К.А. Сукач, Ю.Г. Куцан, С.Н. Ковбасенко, М.Л. Жадкевич, Ю.Н. Ланкин, В. В. Зубов. – №4257554/25-27; заявл. 08.06.87; опубл. 15.01.1989, Бюл. № 2. – 7 с. :ил.
2. Дружинина А.А. Автоматическое позиционирование по стыку соединения при электронно-лучевой сварке в условиях действия магнитных помех [Текст] / Дружинина А.А., Лаптеков В.Д., Лаптеков П.В., Мурыгин А.В. // Вестник СГАУ им. академика М.Ф. Решетнева – К.: СГАУ им. акад. М.Ф. Решетнева. Т.17, №2, 2016 г., 475–483 стр.
3. Башенко В.В. Использование отраженных электронов для контроля установки луча на стык и параметров стыка при электронно-лучевой сварке [Текст] / Башенко В.В., Мауер К.О., Миткевич Е.А. // Труды ЛПИ. 1974. № 336. С. 97–100.
4. Дружинина А.А. Автоматическая компенсация влияния магнитных полей на точность позиционирования по стыку соединения при электронно-лучевой сварке [Текст] / дисс. ... канд. техн. наук: 05:13:06: защищена 19.06.15 / Дружинина Александра Алексеевна. – Красноярск, 2015. – 116 с.
5. Варушкин С.В. Применение экранированного коллектора для контроля режима сквозного проплавления при электронно-лучевой сварке [Текст] / Варушкин С.В., Беленький В.Я., Трушников Д.Н. // Современные проблемы науки и образования. 2014, №6.
6. Пискунов А.Л. Обзор результатов использования вторично-эмиссионных сигналов для контроля и управления процессом формирования шва при электронно-лучевой сварке [Текст] / Пискунов А.Л., Лялин А.Н., Щавлев В.Е., Абдуллин А.А. // Машиностроение, материаловедение. – Вестник ПНИПУ, №3, 2012. – С. 82.
7. А.с. 1133781 СССР, МПК7 В 23 К 15/00. Способ регулирования процесса электронно-лучевой сварки [Текст] / В.А. Виноградов, Н.А. Шершнева, А.И. Павловский, Ю.В. Григорьев. – №3639229/27; заявл. 07.09.83; опубл. 15.11.93, Бюл №41–42
8. Касицын А.Н. Система предупреждения об образовании дефектов в процессе электронно-лучевой сварки корпусов приборов радиоэлектронной аппаратуры космических аппаратов [Текст] / Касицын А.Н., Агафонов Р.Ю., Григорьев Г.В. // Международная конференция электронно-лучевая сварка и смежные технологии, М.: Издательство МЭИ, 2015. – 623 с.
9. Кирьянов, Д.В. Вычислительная физика [Текст]/ Кирьянов Д.В., Кирьянова Е.Н – М.: Полибук Мультимедиа, 2006. – 352 с.
10. Рыкалин Н.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справочник [Текст] / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.

## **Опыт модернизации установки электронно-лучевой сварки СВ112 на АО «НПО Лавочкина»**

К.Е. Пономарев, А.С. Мосягин

АО НПО Лавочкина, №24, ул. Ленинградская, город Химки, Московская обл., почтовый индекс 141402, Российская Федерация. Отдел главного сварщика  
[kep@laspace.ru](mailto:kep@laspace.ru), [otdel59@laspace.ru](mailto:otdel59@laspace.ru), [mosyagin@laspace.ru](mailto:mosyagin@laspace.ru)

**Аннотация.** В статье описывается опыт модернизации электронно-лучевой установки СВ112 в АО «НПО Лавочкина», со значительной экономией финансовых средств, полным восстановлением рабочего ресурса, значительным техническим совершенствованием установки и расширением технических возможностей.

### **1. Введение**

Установка электронно-лучевой сварки СВ112 эксплуатировалась на АО НПО Лавочкина с 2005 года. Установка была поставлена Научно-производственным предприятием «Технобим» г. Киев Украина (рис. 1). За время эксплуатации соответствовала своим техническим возможностям и использовалась для сварки высокоответственных трубных конструкций из алюминиевых сплавов и нержавеющей сталей диаметром 6, 8, 10, 12 и более мм разной длины.

### **2. Технические характеристики электронно-лучевой установки СВ112 до модернизации**

После 13-летней эксплуатации установка фактически выработала свой ресурс, вакуумная система установки и пневматические клапана переключения режимов работы вакуумной системы периодически давали сбой, а в 2016 году был полностью заменен высоковакуумный турбомолекулярный насос. Что касается системы управления установки, силового блока и электроннолучевой пушки, то они были собраны на основе старых компонентов еще фактически советских времен, силовая часть состояла из большого силового высоковольтного трансформатора в металлическом баке, заполненного трансформаторным маслом, блока управления высоковольтного источника питания ВВИП, блока накала и смещения. Интерфейс оператора был реализован на базе операционной системы MS DOS.

Электронно-лучевая пушка была изготовлена на основе электронно-оптической системы, выполненной по триодной схеме, катод с косвенным подогревом в виде таблетки ( $LaB_6$ ) диаметром 4,7 мм, система управления поблочно была собрана из старых компонентов. Указанные выше компоненты установки на момент изготовления установки частично не выпускались нашей промышленностью, что затрудняло ремонт и поддержание установки на нужном техническом уровне, да и технический уровень установки уже не удовлетворял нашим производственным

потребностям. Кроме того, по техническому обслуживанию установки возникали трудности, т.к. производитель (Украина) в последнее время практически не могла предоставить качественную тех. помощь, ее осуществляла компания «Текарте» на договорных условиях, однако вышеприведенные проблемы стали настолько остры, что снижение производительности выполняемых работ стало существенным.

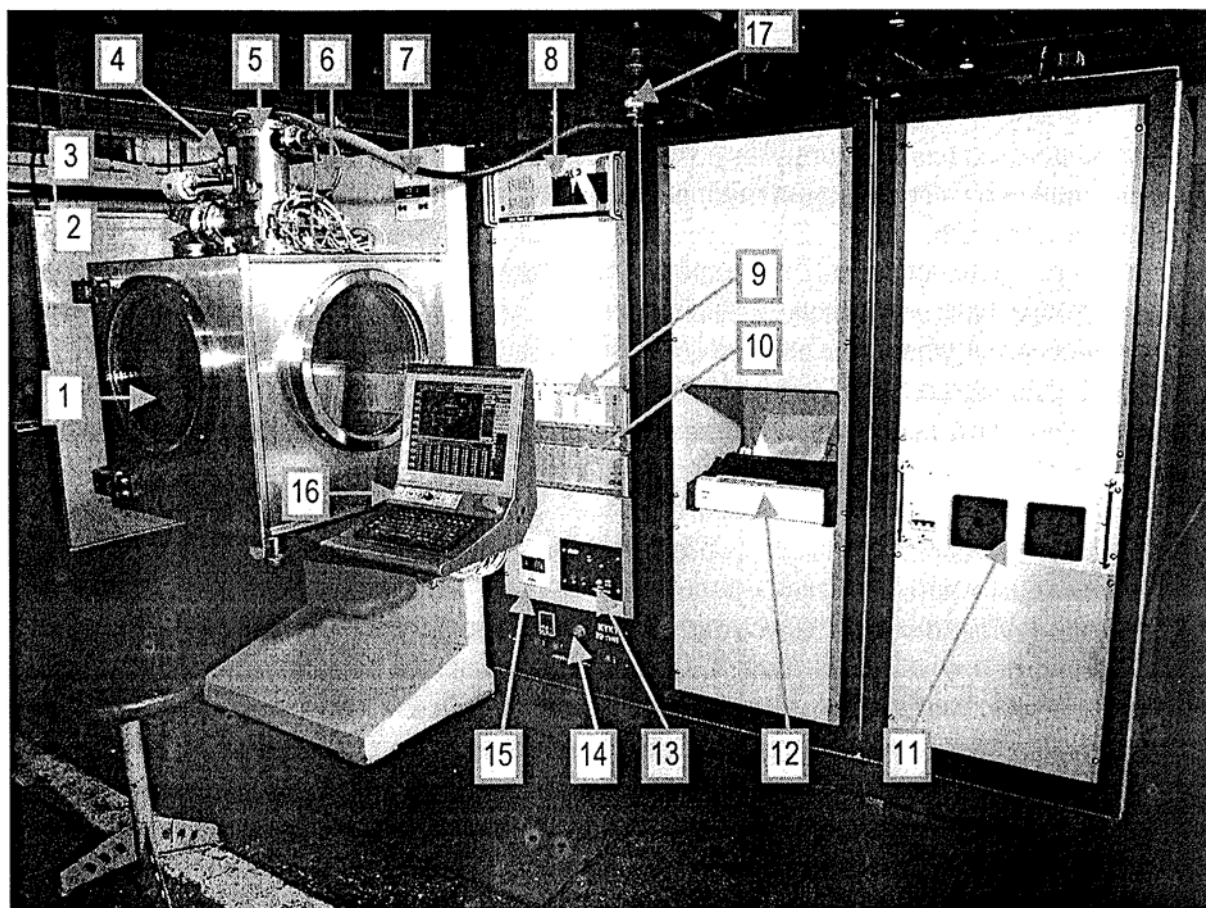


Рисунок 1 – Установка электронно-лучевой сварки СВ112 производства 2005 года, НПП «Технобим» (г. Киев, Украина)

### 3. Технические характеристики электронно-лучевой установки СВ112 после модернизации

Было принято решение произвести глубокую модернизацию установки и полностью обновить ее. В результате конкурсной процедуры конкурс выиграла компания ООО «НПК ТЭТа» г. Томск. Согласно предоставленному ниже ТЗ работа была разбита на 2 (два) этапа.

#### 3.1. I этап.

На 1-м этапе была задана и реализована модернизация следующего входящего в состав установки оборудования в части улучшения характеристик, надежности и восстановления ресурса на базе современных комплектующих:

- Электронно-лучевая пушка (ЭЛП) с двойным преломлением луча.
- Высоковольтный источник питания.
- Вакуумный затвор анодно-катодной зоны ЭЛП.
- Система управления электронно-лучевой аппаратурой.
- Аппаратура управления.
- Аппаратура видеосистемы контроля наведения луча ЭЛП на стык.

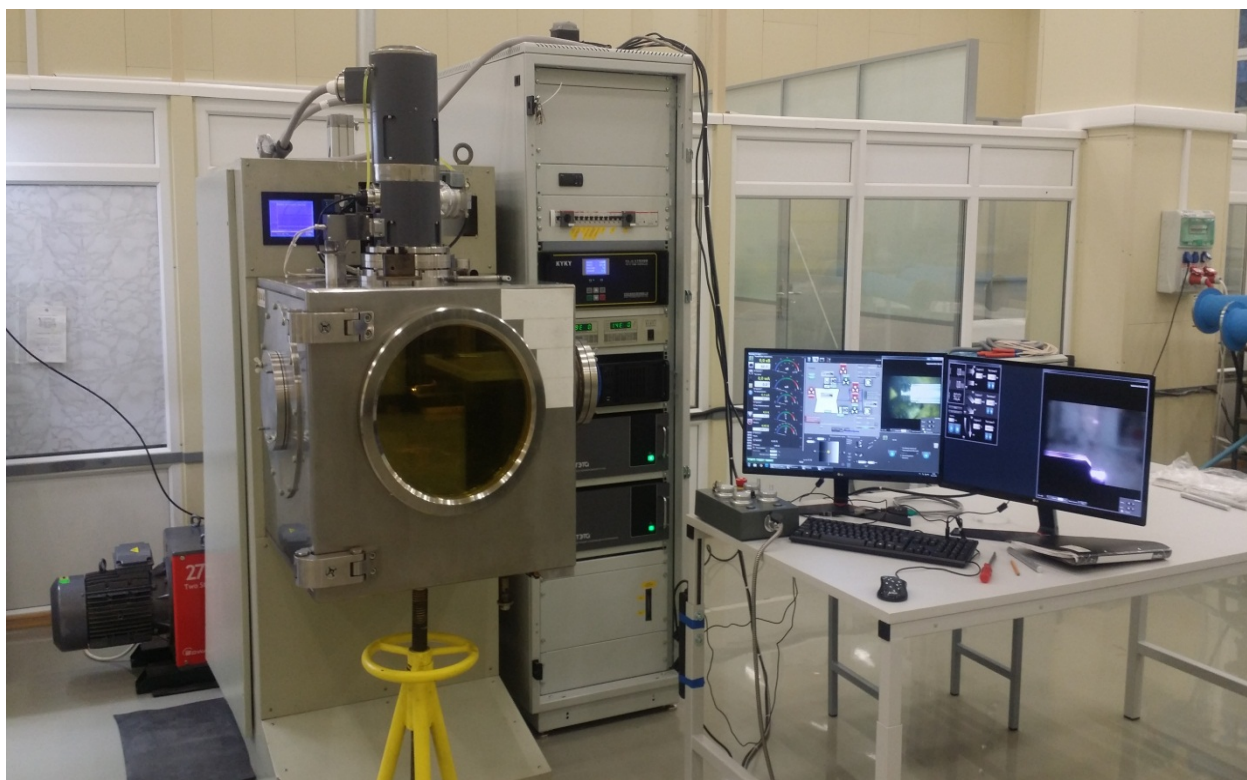


Рисунок 2 – Установка электронно-лучевой сварки СВ112, модернизированная в 2018 году ООО «НПК ТЭТа» (г. Томск, Российская Федерация)

Технические параметры модернизированного по 1 этапу оборудования, входящего в состав установки, следующие:

- *Параметры ЭЛП с электронно-оптической системой, выполненной по триодной схеме и танталовым катодом с прямым накалом:*

- |   |                |
|---|----------------|
| • Максимальная мощность электронного луча   | 15 кВт;        |
| • Ускоряющее напряжение                     | 60 кВ          |
| • Диапазон изменения тока электронного луча | 0-250 мА;      |
| • Диапазон изменения тока бомбардировки     | 5-100 мА;      |
| • Нестабильность ускоряющего напряжения     | $\pm 0,1\%$ ;  |
| • Нестабильность тока сварки                | $\pm 0,5\%$ ;  |
| • Диапазон изменения тока фокусировки       | 400-1000 мА;   |
| • Нестабильность тока фокусировки           | $\pm 0,05\%$ ; |
| • Пульсации тока фокусировки, не более      | 0,05%;         |

- Рабочее расстояние между пушкой и деталью 50-500мм;
- Вес аппаратуры, не более 700 кг.
- Сеть электропитания 3~50Гц, 230/400В±10% (система TN-S).

*Отклоняющая система* электронного луча обеспечивает:

- развёртку электронного луча продольную, круговую, по эллипсу, дуге с амплитудой порядка диаметра луча;
- сварку наклонным на 0 - ±7 градусов лучом в направлении перемещения;
- преломление луча на ±10 градусов относительно оси пушки;
- смещение (двойное преломления) луча на ±12 мм относительно оси пушки.

*Высоковольтный инверторный источник питания* выполнен в виде шкафа и включает в себя источник ускоряющего напряжения 60 кВ, источник питания катода и источник питания запирающего электрода ЭЛП.

*Схемотехнические решения, заложенные в источник, позволяют:*

- Осуществлять плавный выход на рабочий режим ускоряющего напряжения при его включении и подавление электрических разрядов в ЭЛП в случае их возникновения;
- Обеспечить установку и стабилизацию тока бомбардировки, используемого в ЭЛП с косвенным подогревом катода для получения его надёжной эмиссии;
- Обеспечить требуемое управление током электронного пучка в заданном диапазоне.

*Система управления электронно-лучевой аппаратурой* выполняет следующие основные функции:

- Контроль давления в рабочей камере;
- Контроль и управление пространственными, энергетическими и временными характеристиками электронного луча;
- Контроль подогрева катода ЭЛП;
- Обеспечивает защиту от ошибочных действий оператора, безопасную работу персонала, защиту узлов и компонентов электронно-лучевой аппаратуры при аварийных ситуациях посредством системы блокировок;

*Система управления электронно-лучевой аппаратурой* выполняет следующие основные функции:

- Контроль давления в рабочей камере;
- Контроль и управление пространственными, энергетическими и временными характеристиками электронного луча;
- Контроль подогрева катода ЭЛП;
- Обеспечивает защиту от ошибочных действий оператора, безопасную работу персонала, защиту узлов и компонентов электронно-

лучевой аппаратуры при аварийных ситуациях посредством системы блокировок;

Электромонтаж внутри ШУ проведен монтажным проводом в изоляции, не поддерживающим горения и не содержащим галогенов.

*Рабочее место оператора установкой сварки.*

На рабочем месте оператора установкой электронно-лучевой сварки располагаются:

- Клавиатура и «мышь» для изменения параметров сварки и управления установкой.

- Кнопка (грибок) аварийного выключения установки.

- Программа управления электронно-лучевой аппаратурой обеспечивает следующие режимы работы:

- «Управление» для управления параметрами аппаратуры в ручном режиме;

- «Автомат» – режим сварки по заданным временным интервалам времени;

- «Программа» – режим сварки в соответствии с предварительно созданной и сохраненной в файл технологической программой, в которой производится привязка параметров сварки к заданному временному интервалу вращения детали;

- «Импульс» – режим задания импульсного режима электронного луча;

- «Видео» – позволяет включать/отключать видеоконтрольное устройство.

- Предусмотрено окно «Мониторинг» для отображения текущих параметров аппаратуры в графическом режиме.

- Во всех режимах работы аппаратуры предусматривается контроль всех блокировок.

- В процессе обслуживания возможно частичное или полное снятие блокировок.

- программы электронно-лучевой аппаратуры, имеющий, помимо окон режимов работы электронно-лучевой аппаратуры, окно авторизации, регистрации операторов и разграничения уровня доступа.

*В окне индикации отображается:*

- Текущее состояние системы управления;

- Оперативная информация по заданным и контролируемым параметрам электронно-лучевой аппаратуры;

- Сигнализация об отклонениях параметров электронно-лучевой аппаратуры;

- Аварийная сигнализация.

- В окне управления так же располагаются функциональные кнопки управления и кнопки экранного меню, позволяющие выбрать режим работы аппаратуры и произвести настроечные действия.

- Интегрированная в электронно-лучевую аппаратуру система наведения луча на стык, работающая во вторичных электронах, обеспечивает визуальный контроль совмещения луча со стыком свариваемых деталей с точностью 0,1 мм и внешнее качество полученного сварного шва по окончании сварки.

*Управляющая программа осуществляет изменение и контроль следующих параметров:*

- Величина тока фокусировки луча;
- Величина тока сварки;
- Частота импульсной модуляции луча;
- Управление частотой развёртки луча;
- Угол наклона луча ( $\pm 7$  град.) в направлении шва;

### *3.2. II этап.*

На 2-м этапе была заложена и реализована модернизация следующего входящего в состав установки оборудования:

– Откачной пост сварочной камеры, с системой охлаждения ТМН насосов.

– Аппаратура видеоподсистемы наблюдения за процессами в сварочной камере и работой сварочного приспособления.

Технические параметры модернизированного по 2 этапу оборудования, входящего в состав установки, следующие:

Откачной пост обеспечивает вакуумирование сварочной камеры объёмом около 1 м<sup>3</sup> до 1х10<sup>-5</sup> мм ртутного столба за 6–10 мин.

*В состав откачного поста входит:*

- Форвакуумный насос – масляный EDWARDS E2M275
- Турбомолекулярный насос – с водяным охлаждением и фланцем ISO 320;
- Высоковакуумный затвор на входе ТМН (ISO 320);
- Байпасная линия;
- Широкодиапазонный датчик давления со встроенным АЦП и интерфейсом для подключения к блоку управления;
- Блок управления. Обеспечивает управление постом в автоматическом режиме полного цикла откачки, контроль текущего состояния насосов, клапанов и сигналов с датчиков давления, а также систему противоаварийных блокировок. Имеет внешний интерфейс для интеграции в систему управления установкой сварки.

- Обеспечена автономная замкнутая система охлаждения насосов ТМН пушки и откачного поста.

*Видеоподсистема* обеспечивает соосно с лучепроводом возможность наблюдения за процессами, происходящими в сварочной камере установки. Видеокамера (разрешение матрицы не хуже 1,3 Мп) установлена внутри сварочной камеры и сохраняет работоспособность в вакууме и имеет защиту от брызг металла в процессе сварки.



Видеосигнал с камеры принимается видеорекордером с дальнейшим выводом на монитор (диагональ 19 дюймов и разрешением не хуже 1024x768 пикселей), установленном на рабочем месте оператора. Рекордер имеет функцию записи и возможность дальнейшей передачи информации для архивирования.

- Видеосистема обеспечивает возможность настройки эл. луча на сварочный стык (центр луча визуализируется на экране монитора перекрестием) с дальнейшей сваркой в автоматическом режиме (с визуализацией на экране монитора) на заранее установленных параметрах (режимах) сварки.

- Установлена система документирования с непрерывной записью режимов сварки в виде диаграмм.

### **Заключение**

В результате выполненной модернизации поставленные задачи и цели были выполнены.

*В результате:*

- Производительность выполняемых работ увеличилась и превышает имевшуюся у новой СВ112.

- Достигнуто значительное техническое совершенствование установки, а именно:

- увеличение мощности;

- получены новые возможности по разверткам луча, сканированию им стыка, смещения путем двойного преломления луча;

- увеличена скорость откачки до рабочего вакуума и превышает имевшуюся у СВ112 изначально;

- значительно улучшена функция наблюдения за процессом сварки;

- улучшены управление сваркой во время процесса сварки, система фиксации и документирования режимов, в виде диаграмм, видеонаблюдения за сваркой и архивирование записью в видео файл;

- улучшена система наблюдения (повышена разрешающая способность);

- Установка оснащена автономной замкнутой системой охлаждения, не требующей использования воды из сети Предприятия и последующей ее утилизации (экономия финансовых средств);

- Достигнуто значительное уменьшение занимаемой установкой площади (примерно в 2 раза, см. рис. 1 и рис. 2).

- Полностью восстановлен рабочий ресурс установки.

В итоге получена новая современная установка электронно-лучевой сварки российского производства со значительной экономией финансовых средств.

## **Разработка магнитной системы для 3D принтера на базе установки ЭЛС ИЯФ СО РАН**

В.А. Палюченко, М.Ф. Блинов, А.А. Старостенко  
Сектор 5-11, ИЯФ СО РАН, №11, проспект Академика Лаврентьева, г.  
Новосибирск, 630090, Россия  
[Vadimius94@ya.ru](mailto:Vadimius94@ya.ru)

**Аннотация.** В ИЯФ СО РАН предложено создать стенд для 3D печати с использованием тугоплавких металлов на базе установки электронно-лучевой сварки. Отличительной особенностью данного стенда является возможность прогревать материал печати с 4х сторон, что обеспечивается специально разработанной магнитной системой. Такое нововведение должно обеспечить более равномерный прогрев материала печати и повысить качество конечного изделия. В работе представлено описание установки для 3D печати, результаты моделирования динамики электронного пучка и электронно-оптических элементов данной установки.

### **Введение**

ИЯФ СО РАН принимает активное участие в развитии ускорительной техники. Институт разрабатывает и производит высокотехнологичные и зачастую не имеющих аналогов в мире приборы и узлы для ускорителей. Качество и высокая точность исполнения позволяют производству института на высоком уровне конкурировать с зарубежными производителями и зачастую предлагать более изящные решения.

Помимо производства узлов и приборов для международных проектов, ИЯФ разрабатывает и производит различные ускорители для нужд промышленности и медицины. В частности, в институте была разработана уникальная установка электронно-лучевой сварки (ЭЛС).

Данная работа посвящена разработке магнитной системы для установки ЭЛС ИЯФ СО РАН. Представленная в работе магнитная система позволит использовать установку в качестве 3D-принтера, позволяющего создавать уникальные высококачественные изделия сложной формы из тугоплавких металлов, таких как титан, молибден, вольфрам и т.д.

Чаще всего в установках такого типа наплавляемый металл в виде проволоки разогревается вблизи подложки с помощью электронного пучка, который падает по нормали к поверхности подложки. Одним из существенных недостатков такой системы является то, что металл и подложка нагревается только в одной точке, что отрицательно сказывается на качестве конечного изделия. В ИЯФ предложена и реализуется схема, которая позволит избавиться от этого недостатка. В предложенной схеме предполагается, что проволока из наплавляемого металла будет подаваться перпендикулярно подложке, а пучок будет

подаваться под некоторым углом. Для обеспечения большей равномерности прогрева проволоки пучок будет разогревать её поочередно с 4-х сторон. Данные нововведения должны существенно повысить качество получаемых деталей. Такая установка уже сейчас востребована отечественной промышленностью. Одним из основных элементов новой установки является магнитная система, которая должна обеспечить возможность быстрого (~кГц) перенаправления пучка и при этом обеспечить оптимальные характеристики пятна в точке нагрева.

### **Установка ЭЛС ИЯФ СО РАН**

Принцип работы ЭЛС в упрощенном виде описан ниже. В электронной пушке пучок эмиттируется с катода и ускоряется в электростатическом поле. После ускорения пучок попадает в магнитную систему, где происходит соленидальная фокусировка и далее пучок направляется на свариваемое изделие. При взаимодействии электронного пучка со свариваемым материалом кинетическая энергия электронов, взаимодействующих с атомами, идет на нагрев свариваемых кромок изделия [1].

ИЯФ СО РАН занимается разработкой и созданием уникальной установки для электронно-лучевой сварки. На сегодняшний день в институте имеется рабочая установка, имеющая ряд преимуществ по своим характеристикам в сравнении с большинством аналогов, имеющих в свободной продаже, но по сей день продолжается активная работа по усовершенствованию уже имеющейся конструкции.

На рисунке 1 приведена схема устройства установки ЭЛС. Установка состоит из вакуумной камеры, насосов, обеспечивающих вакуум в камере, многокоординатного манипулятора, электронно-оптической колонны, энергоблока и системы управления установкой. Основным узлом установки электронно-лучевой сварки является энергоблок. Энергоблок с внутрикамерной электронно-оптической колонной установки ЭЛС предназначен для создания электронного пучка с энергией до 60кэВ и током до 250 мА. Интенсивность и размеры пучка регулируются.

В таблице 1 приведены основные параметры энергоблока.

### **3D принтер для тугоплавких металлов на базе установки ЭЛС ИЯФ СО РАН**

Для создания 3D принтера может быть использована имеющаяся установка ЭЛС ИЯФ СО РАН. Электронный пучок, получаемый в установке, обладает всеми необходимыми характеристиками для работы с тугоплавкими металлами.

Одной из отличительных особенностей предложенной установки является магнитная система, которая позволит нагревать металлическую наплавляемую проволоку и подложку равномерно с 4-х сторон. В

предложенной схеме электронный пучок после пушки попадает в быстрый циклический дипольный корректор. В корректоре пучок последовательно разворачивается в двух взаимно перпендикулярных плоскостях. Далее пучок с 4 различных направлений возвращается на ось системы с помощью 4 статических дипольных магнитов.

<b>Таблица 1</b>		
<b>Основные параметры энергоблока установки ЭЛС ИЯФ СО РАН</b>		
<b>Параметр</b>	<b>Ед</b>	<b>Значение</b>
Ускоряющее напряжение	кВ	60
Максимальный ток пучка ( $I_{max}$ )	мА	250/1000
Режим импульсной модуляции тока		Имеется
Минимальная длительность импульса тока	мс	10
Телесный угол отклонения электронного луча в автоматическом и ручном режимах	град.	$\pm 7^\circ$
Частота развертки электронного луча по X и Y координатам	Гц	до 2000
Параллельный перенос статичного и осциллирующего электронного луча на поверхности изделия	мм	$\pm 10$
Питание	В	380/220
Потребляемая мощность при токе пучка 500мА, не более	кВт	35

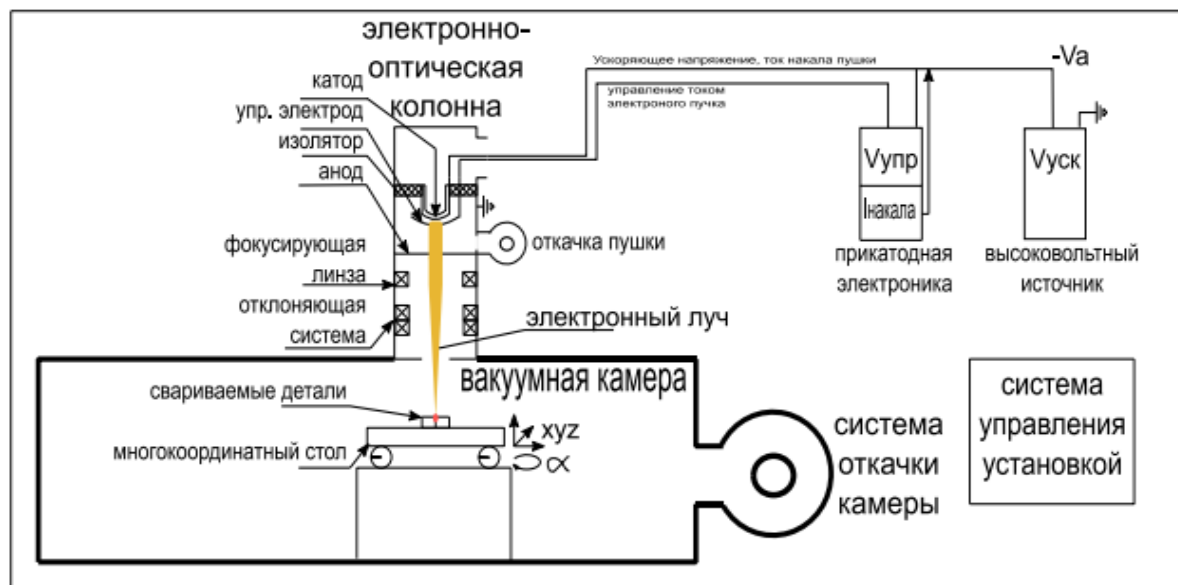


Рисунок 1 – Структура установки ЭЛС ИЯФ СО РАН

Все 4 дипольных магнита имеют общее ярмо в виде тороида с 4-мя разрезами через  $90^\circ$  градусов. Ясно, что точка на оси системы, в которую пучок возвращается после системы развертки, облучается с 4-х сторон. В эту точку подается проволока для наплавки. Данная точка в процессе отдельной наплавки фиксирована в пространстве и определяется величинами поля в двух корректорах. Для изготовления протяженных

деталей в вертикальном направлении необходимо обеспечить возможность перемещения подложки по вертикали. Для этого в систему заложена линейная подвижка, на которую устанавливается наплавляемая деталь.

В процессе развертки пучок часть времени будет попадать на немагнитный экран дипольного электромагнита. Источник питания быстрого корректора должен обеспечивать фронты тока на уровне  $10^{-3}$  сек, в противном случае электронный пучок может повредить магнитные элементы и привести их в нерабочее состояние. На рисунке 2 изображена схема установки с такой магнитной системой. Для обеспечения равномерного нагрева металлической проволоки она должна подаваться перпендикулярно поверхности печатного столика.

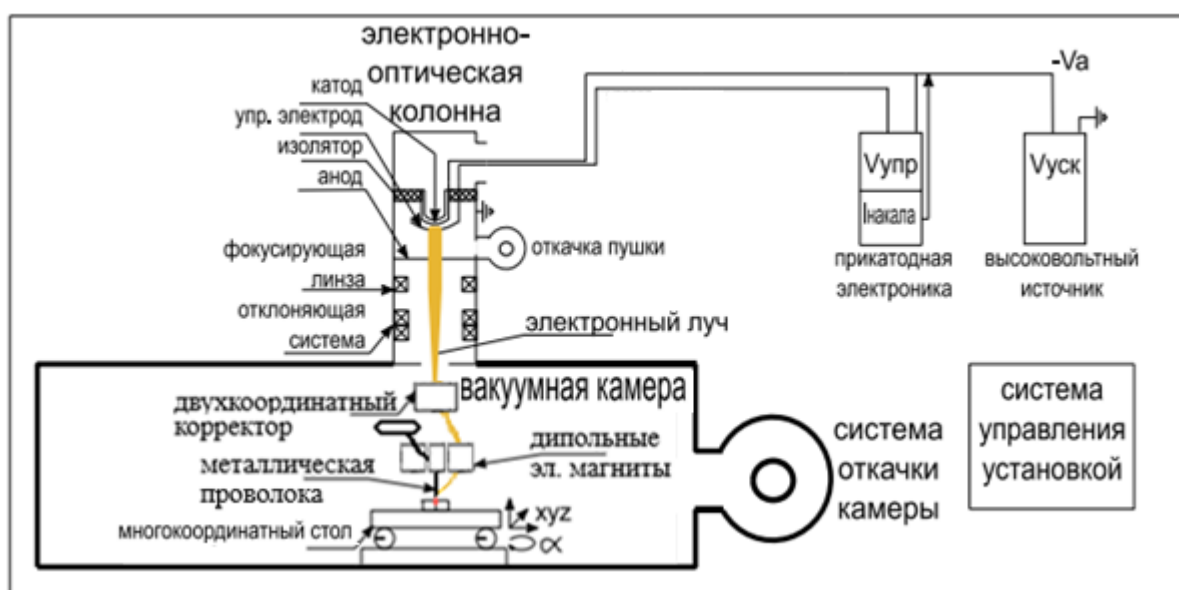


Рисунок 2 – Структура установки для 3D печати на базе установки ЭЛС ИЯФ СО РАН

На рисунке 3 изображено сечение двухкоординатного корректора с токоведущими обмотками. Магнит представляет собой O-образный диполь, ярмо которого состоит из 4-х ферритовых сердечников размерами 93x12x30 мм склеенных между собой. Обмотки выполнены из медной проволоки диаметром 1.9 мм.

В программной среде Opera выполнено моделирование данного элемента. Подобраны оптимальные размеры ферритового ярма, а также оптимальная форма токопроводящих обмоток для получения необходимых характеристик магнитного поля.

Из расчётов были определены следующие характеристики корректора:

- магнитное поле в центре зазора магнита  $\sim 4,01E-03$  Тл;
- однородность магнитного поля для параллельного пучка размерами 10x10 мм ( $\Delta B/B$ )  $\sim 2,97E-03$ ;

- кол-во витков на одну катушку – 92;
- номинально на одну катушку приходится  $\sim 325 \text{ A} \cdot \text{витков}$ ;
- ток в катушках  $\sim 3,5 \text{ A}$ ;
- длина проводника на одну катушку  $\sim 13 \text{ м}$ ;
- сопротивление проводника на одну катушку  $\sim 0,74 \text{ Ом}$ ;
- индуктивность  $\sim 0,0025 \text{ Гн}$ .

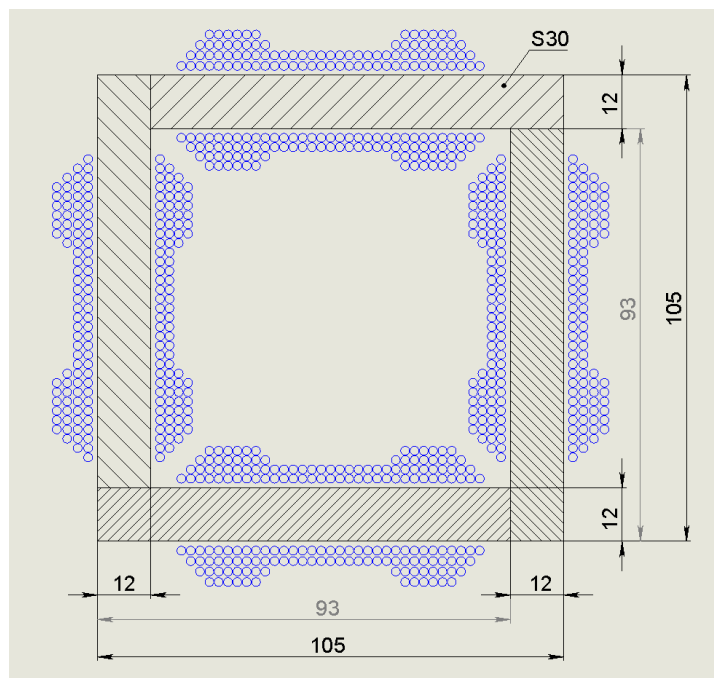


Рисунок 3 – Сечение двухкоординатного корректора с токоведущими обмотками

Конструкция ярма «возвратных» представляет собой 4 сегмента кольца из стали армко. Для фокусировки пучка полюса сегментов имеют скосы. На каждом сегменте обмотки из медной проволоки диаметром 1.9 мм.

Из расчётов были определены следующие характеристики магнита:

- Магнитное поле в центре зазора магнита  $\sim 1.48 \text{E-}02 \text{ Тл}$ ;
- Кол-во витков на одну катушку – 55;
- Номинально на одну катушку приходится  $\sim 330 \text{ A} \cdot \text{витков}$ ;

В программной среде Opera выполнено моделирование всей магнитной системы и трекинг частиц. На рисунке 5 представлено сечение пучка в точке наплавки. Видно, что в процессе поворота качество электронного пучка ухудшается незначительно. Весь пучок попадает на наплавляемую проволоку.

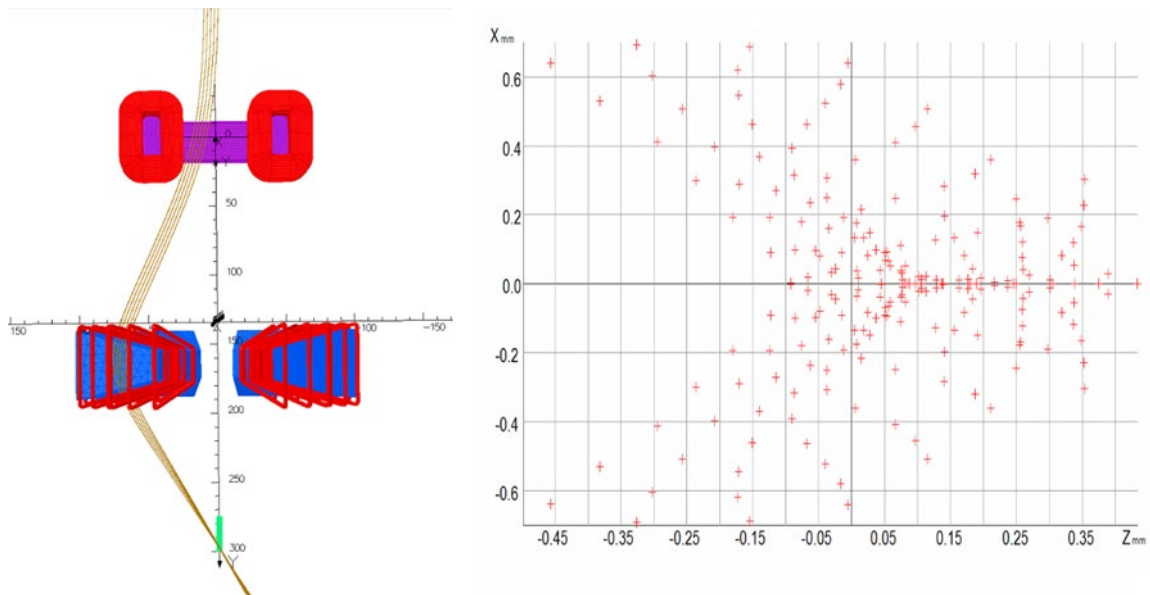


Рисунок 4 – Трекинг частиц в магнитной системе. Сечение пучка в точке нагрева проволоки

### Литература

1. Шиллер З. Электронно-лучевая технология / З. Шиллер, У. Гайзинг, З. Панцер; пер. с нем. В. П. Цишевского – М.: Энергия, 1980. – 528 с.

## Видеонаблюдение за процессом ЭЛС

В.В. Прокопец, О.Н. Алякринский, А.А. Старостенко,  
А.С. Цыганов

Сектор 5-11, ИЯФ СО РАН, №11, проспект Академика Лаврентьева, г.  
Новосибирск, 630090, Россия  
[velveronica@mail.ru](mailto:velveronica@mail.ru)

**Аннотация.** Внедрение и разработка различных систем видеонаблюдения за процессом электронно-лучевой сварки в течение технологического процесса ЭЛС, а также во время подготовительных операций и настройки оборудования являются перспективными направлениями работы. Получение видеоданных в процессе сварки позволяет повысить качество сварки и производительность работ, но получение качественных видеоданных сопряжено с определёнными трудностями для наблюдения обычными камерами. Статья посвящена разработке и изготовлению системы видеонаблюдения за процессами, происходящими в сварочной ванне при ЭЛС для установки электронно-лучевой сварки, находящейся в ИЯФ СО РАН, которая отличается от прочих существующих разработок простотой и доступностью. [4] Проанализированы сложности, возникающие при наблюдении процесса сварки, рассмотрены этапы изготовления системы видеонаблюдения, и в заключении приводятся результаты работы системы видеонаблюдения.

### 1. Введение

Электронно-лучевая сварка – сварка, источником энергии при которой является кинетическая энергия электронов в электронном пучке, сформированном электронной пушкой. Электронно-лучевая сварка является одним из перспективных и быстро развивающихся способов соединения тугоплавких, химически активных металлов и их сплавов, а также алюминиевых, титановых сплавов и высоколегированных сталей [1].

Несмотря на преимущества, которыми обладает ЭЛС, многое в качестве производимых с её помощью работ зависит от оператора. Следовательно, важной частью улучшения качества сварки становится автоматизация процесса, чтобы избавить конечное изделие от ошибок, вызванных человеческим фактором.

Добавление к системам автоматизации системы видеонаблюдения с большим динамическим диапазоном позволит проводить видеонаблюдение за процессом сварки и научными экспериментами без использования светофильтров, которые полностью затемняют наблюдаемую сцену, в том числе и такие детали как стык детали, шов детали, оснастку. А возможность записи фото и видео позволит воспроизвести процесс сварки в случае необходимости.



## 2. Изготовление системы видеонаблюдения

Для наблюдения сварки тугоплавких металлов необходим динамический диапазон до 160 Дб. При разработке концепции прототипа для достижения требуемого динамического диапазона было решено использовать систему из двух цветных камер для машинного зрения с динамическим диапазоном 75 Дб, разделив на них изображение светоделителем. Схема этой системы представлена на рисунке 1. Две камеры позволяют не только охватить необходимый динамический диапазон, но и получать непрерывный поток видеоданных. Были выбраны цветные камеры, они позволяют провести оценку спектральных характеристик детектируемого излучения.

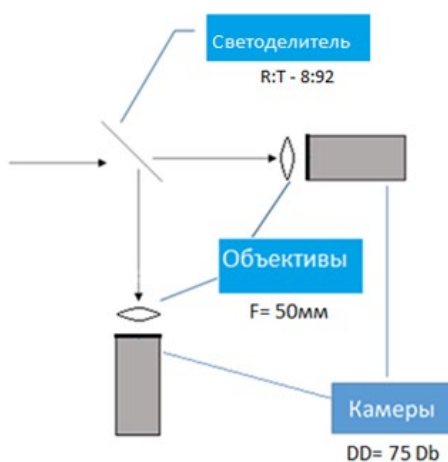


Рисунок 1 – Схема системы видеонаблюдения

Для системы видеонаблюдения были выбраны и заказаны следующие комплектующие:

- камеры – 2шт;
- объективы – 2 шт;
- плата видеозахвата;
- светоделиТЕЛЬ;
- источник питания.

Для оптимизации процесса конструирования была создана 3D модель установки (рисунок 2), с помощью которой были подготовлены чертежи корпуса. Материалом для корпуса из-за небольшого удельного веса и доступности был выбран дюралюминий.

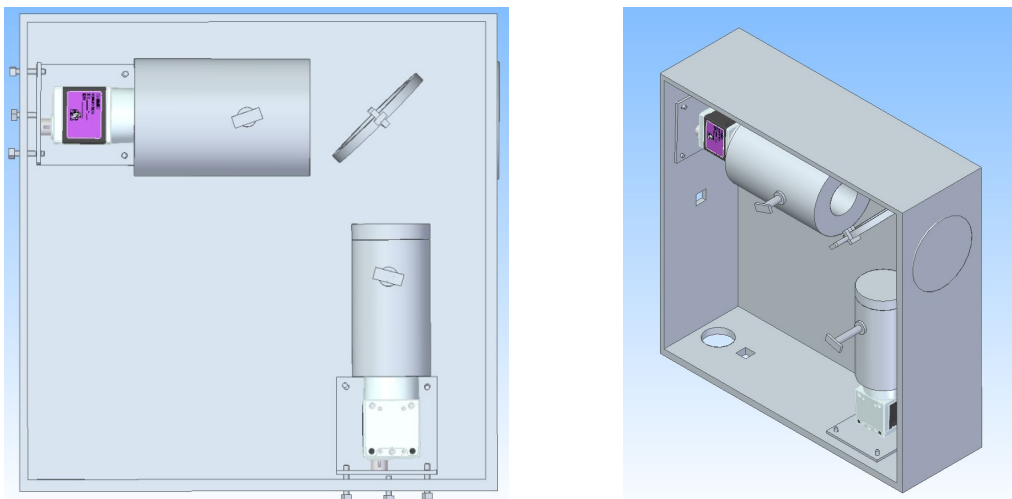


Рисунок 2 – Вид 3D модели установки с разных ракурсов

Чтобы избежать лишних отражений, корпус установки был зачернён. Установка комплектующих и общий вид установки представлены на рисунках 3 и 4.

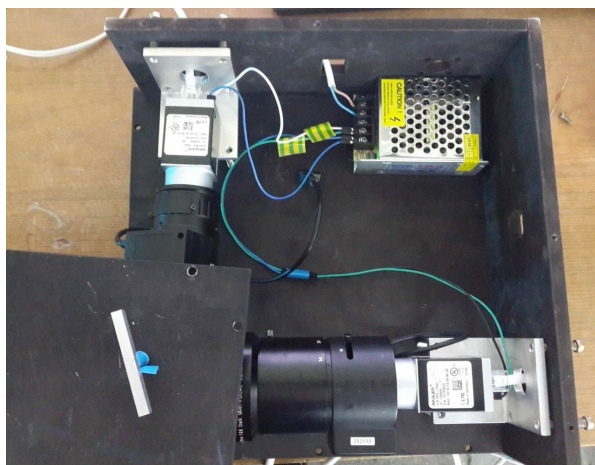


Рисунок 3 – Установленные в корпусе комплектующие

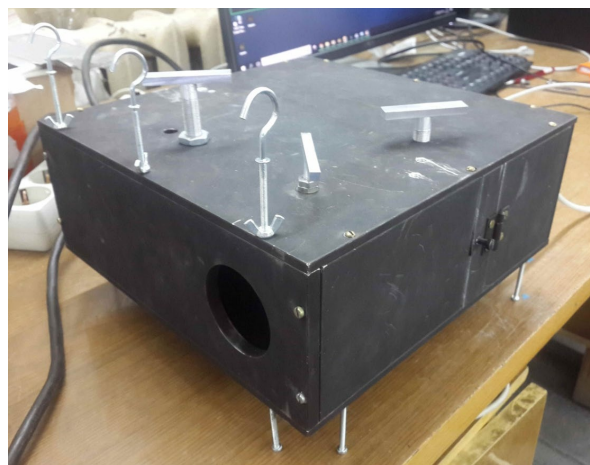


Рисунок 4 – Фотография собранной установки

### 3. Программное обеспечение

#### 3.1. Общее описание программы

Для управления процессом съёмки в среде программирования LabWindows была создана программа, интерфейс которой изображён на рисунке 5.

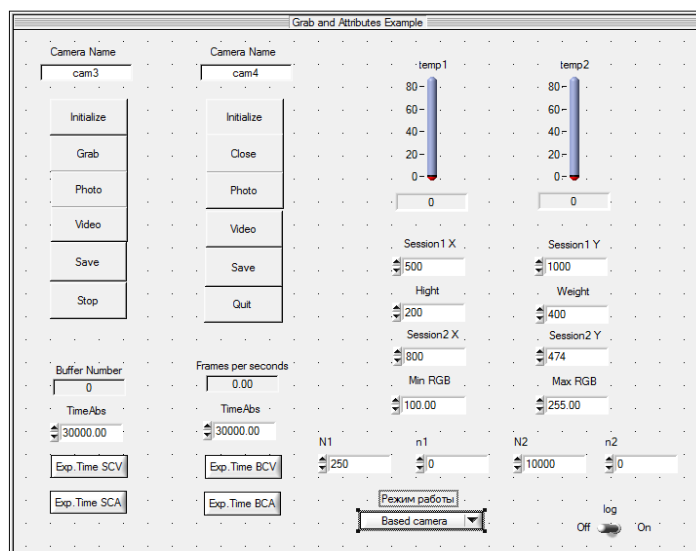


Рисунок 5 – Интерфейс программы для управления системой видеонаблюдения

Возможности написанной программы:

- запуск и остановка воспроизведения в различных режимах;
- сохранение фото и видеоматериалов;
- изменение и автоматическое определение выдержки в процессе съёмки;
- отображение в прямом и логарифмическом тональных отображениях.

Все эти возможности были достигнуты с помощью применения специальных функций из библиотеки для обработки изображений [2].

ПО позволяет осуществлять съёмку в следующих режимах:

- съёмка с основной камеры;
- съёмка с дополнительной камеры;
- съёмка с основной камеры с наложением фрагмента изображения с дополнительной камеры. Достигается это функцией копирования фрагмента одного изображения в другое.
- съёмка с наложением маски по насыщенности. Этот режим работает с помощью наложения на изображение основной камеры изображения с дополнительной камеры, к которому применена маска насыщенности по уровню RGB.
- маска по насыщенности. Показывает только маску по насыщенности.

### 3.2. Автоматическая выдержка

Программное обеспечение позволяет менять выдержку в процессе съёмки, но поскольку подбор выдержки вручную для каждого конкретного процесса сварки требует большого количества времени, в программу было добавлено автоматическое управление временем экспозиции.

Для автоматической выдержки были разработаны два программных алгоритма. Они работают на основе метода под названием "экспонирование вправо" или Exposure To The Right (ETTR).

Первый из них работает по следующей схеме:

1. снимается гистограмма изображения с помощью специальной функции. Функция позволяет получить массив данных о числе пикселей, обладающих определённым значением уровня RGB;

2. подсчитывается количество пикселей красного, синего и зелёного цветов с диапазоном значений окраски с 252 по 255, в то же время в программу загружены допустимые (подходящие) значения размеров областей засветки;

3. происходит сравнение вычисленной и допустимой насыщенных областей. Следующие шаги зависят от результата:

4. а) если вычисленное насыщение больше, то происходит постепенное уменьшение времени экспозиции в 1.2 раза относительно первоначальной. На каждом шаге уменьшения насыщение вычисляется заново и снова сравнивается. Цикл останавливается, как только вычисленное насыщение станет максимально соответствовать допустимому.

4. б) если вычисленное насыщение меньше, то происходит постепенное увеличение времени экспозиции в 1.2 раза относительно первоначальной. На каждом шаге увеличения насыщение вычисляется заново и снова сравнивается. Цикл останавливается, как только вычисленное насыщение станет максимально соответствовать допустимому.

Второй алгоритм работает аналогично за исключением того, что если вычисленное насыщение меньше, то с помощью снятой гистограммы подсчитываются уровни RGB, содержащие число пикселей меньше определённого порога (100), попавшие в правый край гистограммы, и по формуле 1 вычисляется новая выдержка, что позволяет делать сдвиг на несколько шагов:

$$T=T*255/(255-n) \quad (1)$$

где n – количество уровней RGB.

В случаях, когда требования необходимых значений насыщенности кадра выходят за рамки поддерживаемого аппаратурой диапазона значений времени экспозиции, предусмотрены минимальное-35 мкс и максимальное- 100 мс значения выдержки.

### **3.3. Логарифмическое тональное отображение**

В процессе наблюдения сцены происходит так, что количество фотонов, попадающих на сенсоры каждой рабочей камеры, отличается на

несколько порядков, но диапазон интенсивности цвета для каждой остаётся одинаковым – от 0 до 255 для каждой цветовой плоскости. Это делает прямое тональное отображение неудобным для восприятия в некоторых случаях. Поэтому для более корректного отображения получаемого от сцены излучения было решено добавить логарифмическое тональное отображение. Программные возможности библиотеки обработки изображений позволили осуществить тональное отображение глобального типа с помощью функции, позволяющая преобразовывать RGB изображения путем замены каждого значения пикселя в заданной цветовой плоскости на запись таблицы соответствия, соответствующую этому значению.

Таблицы соответствия для логарифмического отображения вычисляются с помощью формул 2 и 3. [3]

$$L_1 = \frac{255 * \lg(T_2 / T_1 * \alpha * x)}{\lg(T_2 / T_1 * \alpha * 255)}, \quad (2)$$

$$L_2 = \frac{255 * \lg x}{\lg(T_2 / T_1 * \alpha * 255)} \quad (3)$$

где  $L_1$  и  $L_2$  – яркости уровней RGB пикселей каждой камеры после обработки,  $T_2$  и  $T_1$  – выдержки для каждой камеры в процессе работы.

Максимумом для отображения был выбран максимальный уровень яркости, который бы попадал на вторую камеру при тех же условиях, что на первую камеру (падение той же части света сцены, открытая диафрагма). Для того, чтобы его вычислить надо было найти коэффициент для домножения по формуле 4. Квантовая эффективность сенсора для каждого цвета разная, поэтому для большей точности данных для каждой цветовой плоскости был вычислен свой коэффициент  $\alpha$ . Для этого обеими камерами были сделаны снимки примерно одной яркости.

$$\alpha = \frac{t_1 * N_2}{t_2 * N_1} \quad (4)$$

где  $t_1$  и  $t_2$  – выдержки для каждого калибровочного снимка,

$N_1$  и  $N_2$  – значение одного из цветовых слоёв в одной в той же точке снимаемой сцены.

Написанная программа позволяет переключаться между кусочно-линейным и логарифмическим режимами отображения цветов.

#### 4. Испытание системы видеонаблюдения

##### 4.1. Испытания на источниках света

Предварительные испытания системы видеонаблюдения проводились с помощью съёмки различных источников света.

Для получения максимально информативного изображения в программе управления системой видеонаблюдения есть возможность менять выдержку обеих камер, режим съёмки, тип тонального отображения и границы RGB маски насыщенности. Для вывода о качестве получаемых изображений каждый из этих источников также был снят немецкой камерой «seelector ICAM/HD1».

В качестве примера в статье приведены снимки лампы накаливания мощностью 60 Вт.

Было сделано четыре тестовых снимка - в режиме окна в прямом тональном отображении с выдержками 4000 мкс и 250 мкс (рисунок 6), в режиме окна в логарифмическом тональном отображении с выдержками 5000 мкс и 50 мкс (рисунок 7), в режиме маски с границами RGB 130-255 в прямом цветовом отображении с выдержками 1500 мкс и 35 мкс (рисунок 8), в режиме маски с границами RGB 130-254 в логарифмическом тональном отображении с выдержками 1000 мкс и 35 мкс (рисунок 9). Снимок с «seelector ICAM/HD1» показан на рисунке 10.

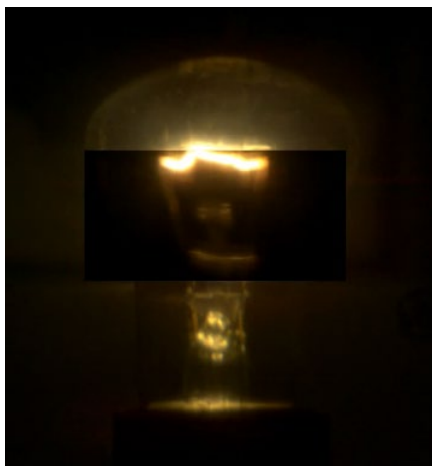


Рисунок 6 – Лампа накаливания, снятая в режиме окна в К-Л цветовом режиме



Рисунок 7 – Лампа накаливания, снятая в режиме окна в логарифмическом цветовом режиме



Рисунок 8 – Лампа накаливания, снятая в режиме маски в К-Л цветовом режиме



Рисунок 9 – Лампа накаливания, снятая в режиме маски в логарифмическом цветовом режиме



Рисунок 10 – Лампа накаливания, снятая «seelectorICAM HD1»

Критерием для анализа информативности снимка было выбрано качество видимости самой освещённой части объекта, то есть спирали накаливания, и одновременно наименее освещённой части, то есть окружающего фона.

Если сравнить рисунок 10 с рисунками 6–9, то можно сделать вывод о том, что в режиме окна в обоих тональных отображениях и в режиме маски в логарифмическом тональном отображении спираль лампы накаливания выглядит лучше, чем на снимках камеры «seelectorICAM HD1», а в режиме маски в прямом тональном отображении выглядит на том же уровне информативности. Преимуществом снимков «seelector ICAM/HD1» является хорошая видимость окружающего яркий объект фона, из 4 снимков системы видеонаблюдения с ней могут сравниться только снимки, сделанные в логарифмическом цветовом отображении. Из сравнения снимков 6-10 можно сделать итоговый вывод, что с помощью системы видеонаблюдения снимки получены более информативные.

#### **4.2. Съёмка сварки**

Критерием для анализа информативности снимков сварки было выбрано качество видимости самой освещённой части объекта, то есть области падения электронного пучка, и одновременно наименее освещённой части, то есть самого свариваемого металла со стыком на нём и оснастки.

Наблюдение производилось над сваркой меди током 15 мА системой видеонаблюдения и камерой «seelectorICAM HD1» с одного и того же расстояния. Кадры из этих съёмки представлены на рисунках 11–14.



Рисунок 11 – Сварка меди, снятая основной камерой в прямом тональном отображении



Рисунок 12 – Сварка меди, снятая «seelectorICAM HD1»

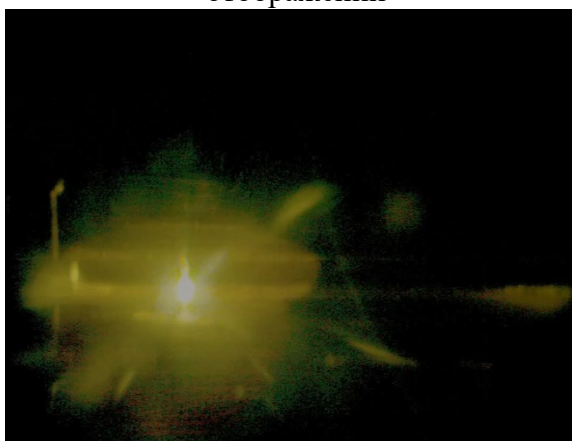


Рисунок 13 – Сварка меди, снятая в логарифмическом тональном отображении

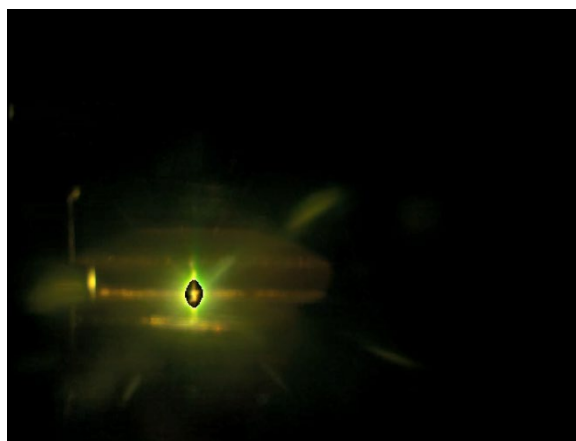


Рисунок 14 – Сварка меди, снятая в режиме маски в прямом тональном отображении

Из полученных снимков видно, что оснастку одинаково хорошо видно, как в кадре, сделанном «seelectorICAM HD1», так и при съёмке основной камерой системы видеонаблюдения. Место падения пучка видно одинаково хорошо, но возможность менять режимы съёмки добавляет информативности. С помощью режима маски можно наблюдать свечение плазмы, в то время как на камере «seelectorICAM HD1» его не видно. Таким образом, можно сделать вывод, что наблюдение сварки с помощью разработанной системы по информативности превосходит наблюдение, проведённое с помощью «seelectorICAM HD1».

### **Заключение**

Для наблюдения за процессами, происходящими в сварочной ванне в процессе ЭЛС была разработана и изготовлена система видеонаблюдения. Для работы с системой видеонаблюдения было разработано программное обеспечение. Поставленные задачи, а именно доступность изготовления и высокое качество получаемых снимков, выполнены в полном объёме.



## Литература

1. Шиллер З. Электронно-лучевая технология / З. Шиллер, У. Гайзинг, Э. Панцер; пер. с нем. В. П. Цишевского – М.: Энергия, 1980. – 528 с.
2. IMAQ Vision for LabWindows/CVI Reference Manual - 2000 National Instruments Corporation, 2000. – 403 с.
3. *F. Drago, K. Myszkowski, T. Annen and N. Chiba.* Adaptive Logarithmic Mapping For Displaying High Contrast Scenes.
4. *Медведев А.М., Старостенко А.А., Цыганов А.С. и др.* Установка электронно-лучевой сварки в Институте ядерной физики СО РАН. Международная конференция электронно-лучевая сварка и смежные технологии: Сборник материалов и докладов, 2015, с. 9-12.

## Опыт эксплуатации электронно-лучевого сварочного оборудования ТЭТА в атомной промышленности

Уваров А. А.<sup>1</sup>, Цветков Ю.О.<sup>1</sup>, Беззубко А.В.<sup>2</sup>, Корнилов С.Ю.<sup>2</sup>,  
Осипов И.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Научно-исследовательский и конструкторский институт энерготехники  
имени Н.А. Доллежала, 107140, Россия, г. Москва,  
[andrei\\_uvarov@mail.ru](mailto:andrei_uvarov@mail.ru)

<sup>2</sup> ООО "НПК ТЭТА", 634526, Россия, г. Томск,  
[kornilov@tetacom.ru](mailto:kornilov@tetacom.ru)

**Аннотация.** В работе представлен внешний вид, состав и особенности серийно выпускаемого электронно-лучевого оборудования ТЭТА. Оборудование предназначено для сварки сфокусированным электронным лучом с энергией 60 кэВ и мощностью до 15 кВт, как в ручном, так и в автоматическом режиме. Механическая часть оборудования обеспечивает сварку продольных и кольцевых швов. Приведены результаты эксплуатации оборудования для решения задач атомной промышленности.

**Ключевые слова:** электронный луч, электронно-лучевая сварка, термокатод.

**Abstract.** The paper presents the appearance, composition and characteristics of commercially available electron beam facility by TETA. The equipment is designed for welding by a focused electron beam with energy of 60 keV and power up to 15 kW. Welding can be performed manually or automatically. The mechanical part of the facility enables welding of longitudinal and circumferential joints. The results of equipment operation for solving the nuclear industry problems are presented.

**Keywords:** electron beam, electron-beam welding, hot cathode.

### Введение

В настоящее время в атомной промышленности актуальны задачи получения разнородных сварных соединений методами электронно-лучевой сварки и сварко-пайки [1], а также исследования в области свариваемости ферритно-мартенситных сталей для реакторов на быстрых нейтронах.

Особенностью технологии электронно-лучевой сварки является то, что сварка выполняется сфокусированным электронным лучом в вакууме. Сварка сфокусированным электронным лучом в вакууме, вследствие малых его поперечных размеров и большой плотности мощности, обеспечивает механически прочные, герметичные соединения с узкой зоной термического влияния в изделиях с толщинами от десятых долей миллиметра [2], до десятков сантиметров [3]. Кроме того, вакуум является идеальной защитной средой из-за отсутствия или малого количества нежелательных газов, что особенно возможно при выполнении сварки изделий из химически активных металлов. Благодаря совокупности этих факторов оказывается меньшее влияние на структурные изменения в материалах, снижаются остаточные напряжения и деформации в свариваемых изделиях.

В работе представлено описание и опыт эксплуатации серийно выпускаемого электронно-лучевого сварочного оборудования ТЕТА 6Е500-М2.

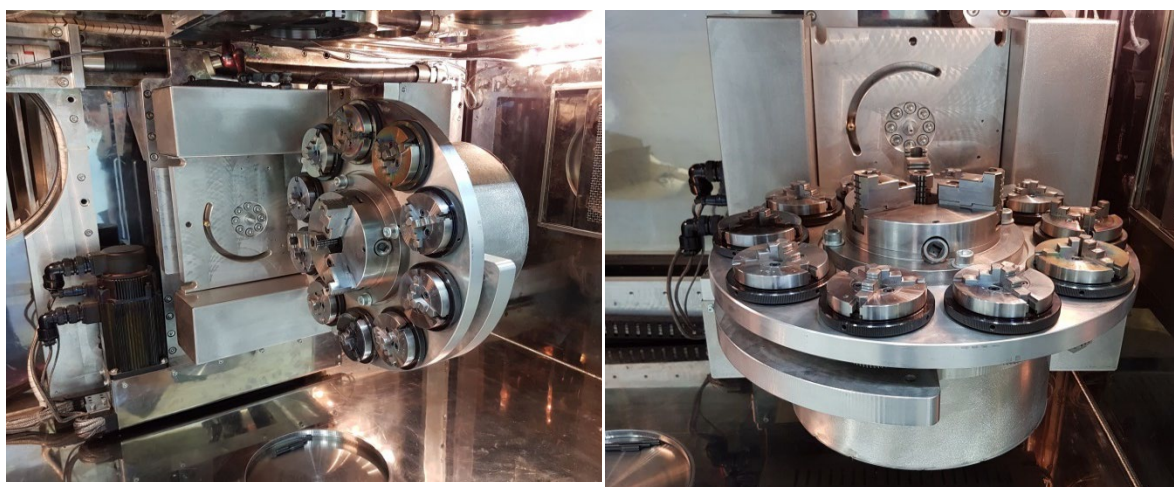
### Установка электронно-лучевой сварки ТЕТА 6Е500-М2

Электронно-лучевая установка ТЕТА 6Е500-М2 (рис. 1) была создана по заказу Научно-исследовательского и конструкторского института энерготехники имени Н.А. Доллежала (АО «НИКИЭТ»). Установка предназначена для отработки технологии сварки различных соединений для атомной промышленности.



а

б



в

г

Рисунок 1 – Установка ТЕТА 6Е500-М2:  
а – общий вид установки; б – рабочее место оператора;  
в,г – манипулятор

Установка состоит из вакуумной камеры (рис. 1 а) с откачной системой и установленной на ней электронно-лучевой термокатодной пушки [4], системы управления установкой, в которую входит шкаф управления и рабочее место оператора-сварщика (рис. 1 б), замкнутой системой охлаждения элементов установки и механического

манипулятора (рис. 1 в).

Откачная система установки построена на базе турбомолекулярного насоса с производительностью 2700 л/с и обеспечивает выход на рабочий режим (давление порядка  $1,3 \cdot 10^{-2}$  Па в вакуумной камере) за время 10 минут.

Механический манипулятор (рис. 1 в, г), установленный в вакуумной камере, имеет в составе приводы линейного перемещения по координатам «X» «Z», наклона «U», вращения планшайбы «E» и вращения 10-ти шпинделей «R». Конструкция манипулятора позволяет:

- за одну загрузку устанавливать до десяти изделий с диаметром до 150 мм и длиной до 900 мм, либо одно изделие диаметром до 400 мм и длиной до 1300 мм;
- осуществлять сварку изделий на скоростях, указанных в табл. 1;
- независимо и одновременно перемещать изделие по вертикальной и продольной координатам, изменять угол наклона относительно вертикальной оси и вращать его;
- производить электронно-лучевую наплавку и сварку с присадочной проволокой изделий сложной формы.

**Таблица 1**

**Характеристики манипулятора**

<b>Наименование параметра</b>	<b>Значение</b>
Скорость продольного и вертикального перемещений, мм/с	до 50
Скорость вращения барабана, об./мин	0,2 – 20
Скорость вращения шпинделей, об./мин	1 – 120

Точность позиционирования манипулятора составляет 50 мкм по продольным координатам и 1,5" по круговой координате.

Сварка изделий в установке осуществляется сфокусированным электронным лучом, генерируемым термокатодной пушкой. Внешний вид используемой пушки представлен на рисунке 2.



Рисунок 2 – Термокатодная электронно-лучевая пушка

Для обеспечения продолжительной работы катода в реальных условиях производства, когда действует ряд негативных для него факторов, таких как направленный парогазовый поток из области расплава, резкое повышение давления в вакуумной камере, в пушке предусмотрена система дифференциальной откачки (СДО), построенная на базе турбомолекулярного насоса с производительностью 60 л/с. Таким образом, в высоковольтном промежутке пушки всегда поддерживается рабочее давление на уровне  $10^{-2}$  Па.

Кроме того, СДО имеет в своем составе пневматический затвор, позволяющий герметично отсечь высоковольтный промежуток пушки от объема вакуумной камеры. Такая конструкция дает возможность быстро изолировать высоковольтный промежуток пушки от объема вакуумной камеры при возникновении ситуации, требующей защиты катода от разрушения, или провести профилактические работы с пушкой, в том числе заменить катод, без развакуумирования установки в целом.

Электронно-оптическая система пушки обеспечивает генерацию сфокусированного электронного луча с энергией 60 кэВ и мощностью до 15 кВт. В пушке установлен катод с косвенным накалом. Регулировка мощности электронного луча осуществляется через интерфейс программы "TETACEW", через который происходит и управление всей установкой в целом.

Управление установкой осуществляется централизованно с рабочего места оператора-сварщика, которое содержит центральный монитор, монитор системы телевизионного наблюдения, монитор

системы видеонаблюдения на вторичных электронах, органы управления и индикации.

Система управления установкой построена на базе компьютера с установленным программным обеспечением TETACEW, и обеспечивает работу установки как в автоматическом, так и в ручном, режиме.

Программное обеспечение TETACEW состоит из программы оператора установки, программы управления энергоблоком, программы управления системой видеонаблюдения в отраженных электронах, программы контроллера ЧПУ и обеспечивает автоматизированное управление всеми узлами и элементами установки, включая автоматическое построение сварочных программ на основании описания процесса сварки оператором.

Внешний вид интерфейса основного окна программы управления представлен на рисунке 3.

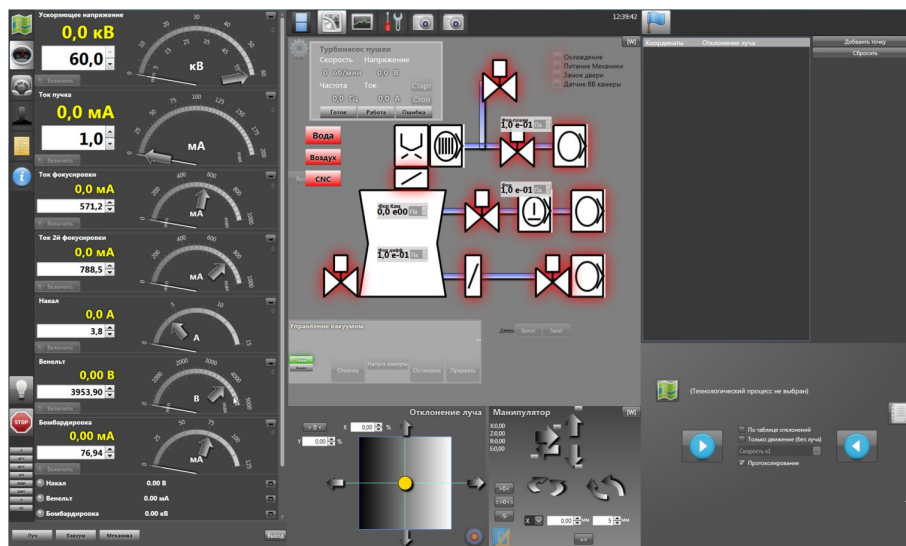


Рисунок 3 – Окно программы TETACEW

В установке предусмотрены ряд систем, помогающих оператору получить качественные сварные соединения. К таким системам относятся: система наведения на стык в отраженных электронах, система определения проплава и система соосного с электронным лучом видеонаблюдения.

Система наведения на стык в отраженных электронах работает в режиме полуавтоматического обучения: производится ручное совмещение электронного луча (при зондовом значении тока) со стыком в ряде точек всей траектории стыка, которые указываются в управляющей программе. В результате в памяти системы ЧПУ формируется таблица необходимых токов отклоняющих катушек электронной пушки для последующего совмещения электронного луча со стыком свариваемых деталей. После этого программа сварки происходит с автоматическим совмещением луча со стыком.

Визуальный контроль процесса сварки, помимо наблюдения через иллюминаторы вакуумной камеры, осуществляется с использованием системы соосного видеонаблюдения за зоной сварки, установленной в корпусе пушки. Оптический канал системы надёжно защищен от посторонней засветки, напыления и брызг при испарении металла при сварке.

Система определения проплава автоматически определяет величину тока луча, при котором возникает сквозное проплавление.

Немаловажным элементом программной части установки является система автоматического контроля параметров и документирования результатов процесса сварки.

Эта система контролирует отклонение величины основных параметров процесса сварки (величина вакуума, ускоряющее напряжение, ток луча, ток фокусировки, скорость сварки) и температуры деталей за допустимые значения. Допуски на контролируемые параметры указываются в управляющей программе. Система формирует технологический паспорт свариваемой детали.

#### **Опыт эксплуатации установки ТЕТА 6Е500-М2 в АО «НИКИЭТ»**

Были проведены исследования по свариваемости и отработана технология электронно-лучевой сварки изделий с различной формой (продольный, кольцевой), глубиной и типом (стыковые, нахлесточные, стыко-замковые) сварного шва. Материал изделий - сталь марки ЭП823-Ш (ферритно-мартенситный класс). Отработка технологии сварки изделий из стали марки ЭП823-Ш выполнялась в рамках реализации программы по обоснованию использования этой стали в качестве конструкционного материала элементов активной зоны реактора БРЕСТ-ОД-300.

Основной целью отработки технологии электронно-лучевой сварки был подбор оптимальных режимов, обеспечивающих полное проплавление и отсутствие внутренних и внешних дефектов сварных соединений.

Сварные соединения стали ферритно-мартенситного класса склонны к образованию как холодных, так и горячих трещин. После сварки все сваренные технологические образцы прошли термическую обработку по режиму высокого отпуска. Высокий отпуск при термообработке приводит к получению стабильной сорбитной структуры, которая характеризуется сорбитом отпуска, с тем или иным количеством свободного феррита (рис. 4).

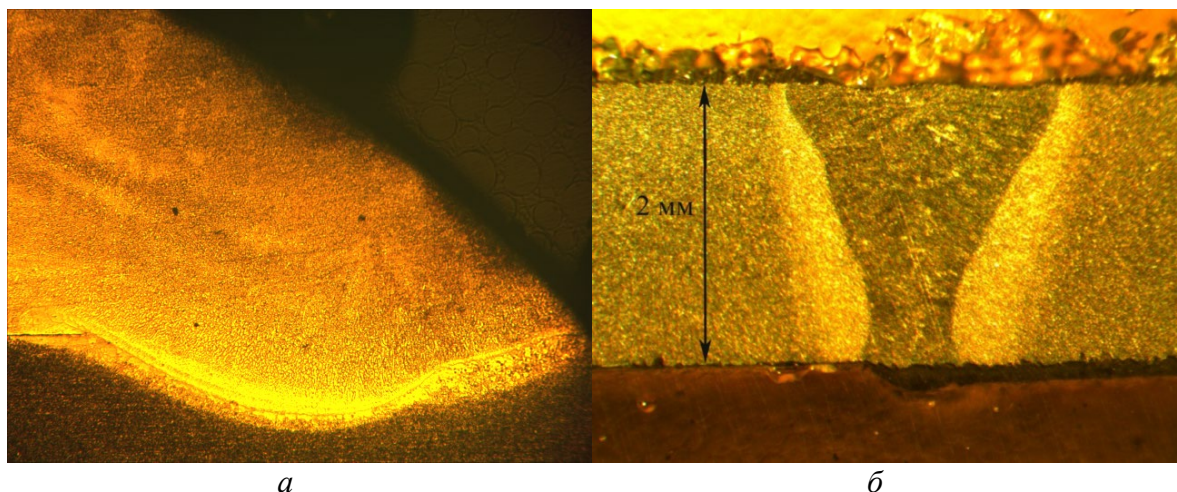


Рисунок 4 – Микроструктура сварных соединений из стали марки ЭП823-Ш:  
 а – нахлесточное соединение (x50); б – стыковое (x50)

Полученные образцы прошли испытания на механическую и коррозионную стойкость. Результаты испытаний представлены в таблице 2.

**Таблица 2**  
 Результаты испытаний сварного соединения на растяжение  
 (лист толщиной 2 мм)

№ образца	Фактическая площадь сваренных поверхностей $F_2$ , мм <sup>2</sup>	Предел прочности для сваренных поверхностей $\sigma_{в2}=P/F_2$ , МПа
№1	1,13	904
№2	0,75	1221
№3	0,82	1089

Еще один цикл работ был посвящен отработке технологии электронно-лучевой сварко-пайке никелевого сплава с молибденовым через промежуточную вставку из меди. Технология заключается в расплавлении только никелевого сплава и его растекании по детали из молибдена. В качестве припоя и барьерного слоя используется медь, чтобы избежать интенсивного взаимодействия никелевого сплава с молибденовым. Такой подход минимизирует образование хрупких промежуточных фаз в сварном соединении (рис. 5) и позволяет получить надежные соединения, которые сохраняют герметичность и прочностные свойства при температуре эксплуатации.



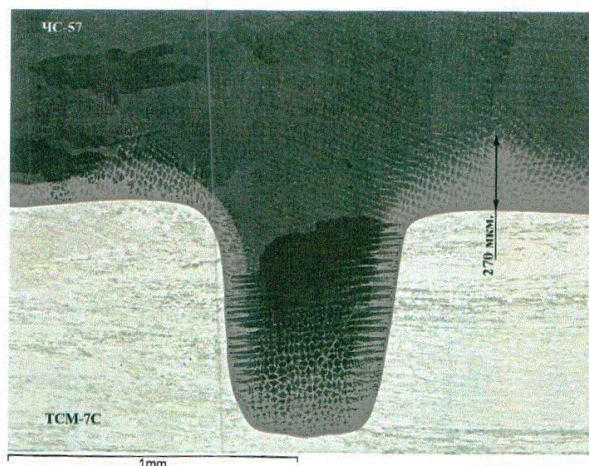


Рисунок 5 – Микроструктура соединения никелевый сплав – молибденовый сплав

Технология нашла применение при изготовлении корпусов датчиков для высокотемпературного реактора на быстрых нейтронах.

### Заключение

Установка электронно-лучевой сварки ТЕТА 6Е500-М2 успешно эксплуатируется в АО «НИКИЭТ» с 2016 года. На установке была исследована свариваемость реакторных материалов, отработана технология сварки различных изделий, применяемых в атомной промышленности, и, в настоящий момент эксплуатируемые в различных узлах реакторных установок.

Опыт промышленной эксплуатации отечественного электронно-лучевого оборудования показал его высокую надежность и стабильность параметров электронного луча. Кроме того, оборудование позволило автоматизировать процесс сварки, повысило производительность процесса, обеспечило воспроизводимость технологических режимов, что существенно снизило количество брака.

### Литература

1. Уратани Й., Такано Д., Наяма М., Шимокусу Й. Применение электронно-лучевой сварки в атомной промышленности Японии. Автоматическая сварка. 2009. № 7. С. 35 – 44.
2. Официальный сайт Focus GmbH. 2019. URL: <https://www.focus-e-welding.de/joining-technologies/> (дата обращения: 15.07.2019)
3. Rugh J.F., LaFlamme G.R. The Use of Electron Beam Welding in Turbomachinery Manufacturing // Официальный сайт PTR-Precision Technologies, Inc. 2019. URL: <https://www.ptreb.com/electron-beam-welding-information/technical-papers/use-electron-beam-welding-turbomachinery-manufacturing>.
4. Рау А.Г., Осипов И.В., Тюньков А.В., Юшков Ю.Г., Золотухин Д.Б., Зенин А.А. Электронно-лучевая пушка с термокатодом для сварочной установки. Доклады ТУСУРа. 2017. № 2(20). С. 129–131.

## Математическое моделирование процесса подготовки вакуумных камер установок электронно-лучевой сварки

И.Е. Шабанов<sup>1</sup>, А.В. Жучков<sup>1</sup>, В.И. Ряжских<sup>2</sup>, В.Ф. Селиванов<sup>2</sup>,  
А.Б. Дронов<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ООО "Конструкторское бюро механико-кибернетических систем»

<sup>2</sup> ООО «Барс»

<sup>3</sup> ВГТУ

[mks36@mail.ru](mailto:mks36@mail.ru)

Одним из важнейших факторов, влияющих как на сам процесс электронно-лучевой сварки, так и на качество сварного соединения, является технологическая среда, формируемая в сварочной камере установки откачной системой. Именно откачная система решает одну из важнейших функциональных задач установки ЭЛС, например, типа ЭЛСТУ-60.6ДП/0,5 (рис. 1), заключающуюся в удалении из объема сварочной камеры парогазовой смеси и поддержания в процессе сварки необходимой степени разряжения и состава остаточной газовой среды. Важность поддержания требуемых характеристик среды на протяжении всего процесса сварки обусловлена тем, что на качество сварного соединения, особенно при сварке сплавов на основе титана, циркония и других активных металлов, влияют как компоненты остаточной первичной газовой среды, так и пары и газы, попадающие в зону сварки в результате десорбции с поверхности свариваемого изделия, со стенок сварочной камеры и из вакуум-проводов установки в процессе работы.

Таким образом, повышение эффективности откачных систем и обеспечение ими стабильности необходимых характеристик технологической среды является актуальной практической задачей.

Для решения этой задачи в составе откачной системы могут быть использованы ловушки различных типов, в частности криогенные ловушки [5] (рис. 2). Данный агрегат используется для улавливания паров в устройствах, работающих на теплоте кипения криогенных жидкостей (преимущественно жидкого азота или гелия), зачастую единственно оправданного метода вследствие его компактности, так и недостижимости криогенных температур при помощи холодильного оборудования. В большинстве существующих конструкций вымораживающих ловушек для охлаждения поверхности, конденсации, зачастую используется только теплота парообразования криогенной жидкости. Температура насыщения, например, жидкого азота при атмосферном давлении равна  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а температуры насыщения паров большинства летучих технологических сред лежат существенно выше: от  $-200\text{ }^{\circ}\text{C}$  до  $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Вследствие этого представляется актуальным задействовать не только теплоту кипения

криогенных хладагентов, но и теплоту нагревания их паров до температур, сравнимых с обозначенными выше [6].



Рисунок 1 – Электронно-лучевая сварочная технологическая установка ЭЛСТУ-60.6ДП/0.5, предназначенная для сварки углеродистых сталей, титана, алюминия и их сплавов с безмасляной откачкой вакуумной камеры и использованием двойного преломления луча

Предлагаемая вымораживающая ловушка [5] состоит из следующих основных узлов и деталей: цилиндрический корпус 1 с соосно размещенной внутри него емкостью 2 с винтовым оребрением 3 на внешней поверхности, в нижней части заполненной криогенной жидкостью 4, цилиндрического экрана 5, установленного с зазором 6 относительно стенки корпуса, стержня 7 со спиральной нарезкой, вершины которой примыкают к внутренней стенке экрана с образованием винтового канала 8 для отходящих паров криогенной жидкости. Вымораживающая ловушка содержит патрубок 9 для подачи паров в патрубок 10 для подключения вакуум-насоса, патрубок 11 для питания емкости 2 криогенной жидкостью, патрубок 12 для слива конденсата.

Вымораживающая ловушка работает следующим образом: парогазовая смесь из откачиваемого объема сварочной камеры проходит по винтовым каналам, образованным винтовым оребрением 3 на внешней поверхности цилиндрической емкости 2. Несконденсировавшиеся пары после прохождения вдоль поверхности емкости 2, охлаждаемой отходящими парами криогенной жидкости, перемещаются вдоль поверхности, охлаждаемой кипящей криогенной жидкостью, и оседают на ней. Цилиндрический экран 5 служит для обеспечения прохождения

парогазовой смеси вдоль всей длины емкости 2. Неконденсирующаяся составляющая парогазовой смеси удаляется через патрубок 10. Отработанные пары криогенной жидкости удаляются через верхнюю часть охлаждаемой емкости. По мере накопления сконденсировавшихся веществ конденсатор регенерируют, а получаемые при этом продукты удаляются через трубопровод 12.

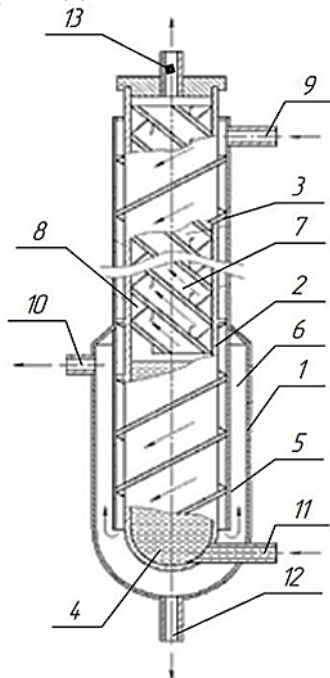


Рисунок 2 – Принципиальная схема азотоохлаждаемого конденсатора: 1 – корпус; 2 – охлаждаемая емкость; 3 – винтовое оребрение; 4 – жидкий азот; 5 – конденсатная пленка хладагента на экране; 6 – зазор; 7 – стержень; 8 – канал; 9,10,11,12,13 – патрубки

Вопросам конденсации в жидкое состояние посвящено большое количество работ [1,3,4] в которых приведённые аналитические закономерности позволяют рассчитать процесс конденсации с достаточно высокой точностью. Однако при охлаждении конденсатора криогенной жидкостью, конденсация пара может носить сложный характер. При низкой температуре охлаждаемой поверхности на ней может протекать процесс конденсации пара в твердое состояние (десублимация). По мере нарастания слоя десублимата, на охлаждаемой поверхности, температура поверхности десублимата увеличивается. При достаточно высокой температуре на поверхности десублимата начнется конденсация в жидкое состояние.

Как показывают расчеты, расход жидкого азота или гелия можно уменьшить в два раза, если для охлаждения поверхности конденсации использовать не только теплоту парообразования азота, но и теплоту его нагревания от температуры насыщения до температуры  $-30...-40$  °С.

Рассмотрим более подробно процесс конденсации паров или газов при работе установки ЭЛС, на примере функционирования вымораживающей ловушки схема которой представлена на рисунке 2.

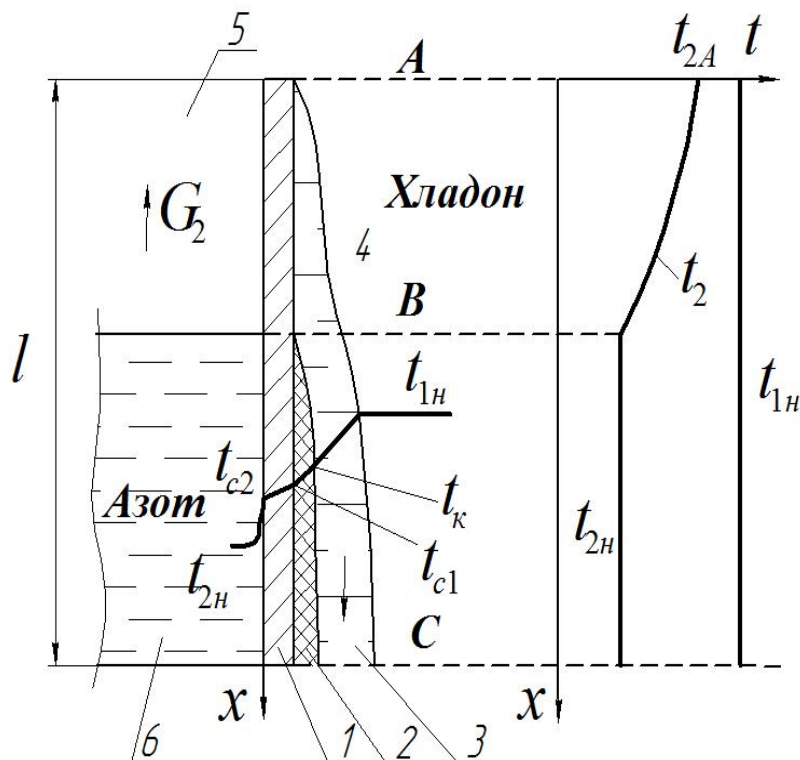


Рисунок 3. – Схема процесса конденсации улавливаемого компонента:

1 – металлическая стенка конденсатора, 2 – слой улавливаемого компонента в твердой фазе, 3 – конденсатная пленка улавливаемого компонента, 4 – насыщенный пар улавливаемого компонента, 5 – область движения газообразного азота (участок АВ), 6 – жидкий азот (участок ВС)

Стенка конденсатора 1 (см. рис. 3) слева охлаждается, например, жидким азотом, температура насыщения которого  $t_{2H}$  при атмосферном давлении равна  $-196^{\circ}\text{C}$ . Испарившийся газообразный азот или гелий движется вверх от сечения В к сечению А. Он нагревается от температуры  $t_{2H} = -196^{\circ}\text{C}$  до температуры  $t_{2A} = -30 \dots -40^{\circ}\text{C}$  за счет теплоты конденсации улавливаемого компонента на участке АВ.

Справа от стенки 1 находится насыщенный пар улавливаемого компонента, который конденсируется на поверхности конденсации. При этом на участке ВС возможно образование твердого слоя улавливаемого компонента 2, поскольку температура кристаллизации улавливаемого компонента обычно существенно выше  $-196^{\circ}\text{C}$ . На участке АВ образование слоя улавливаемого компонента в твердой фазе маловероятно из-за низкого коэффициента теплоотдачи от газообразного азота.

Поток газообразного азота  $G_2$  равен количеству испарившегося азота на участке ВС и зависит от интенсивности процесса конденсации и

уровня жидкого азота. Таким образом, и температура хладоносителя (газообразного азота) и температура поверхности конденсации изменяются по сложному закону, что оказывает существенное влияние на характер конденсации улавливаемого компонента.

Результаты численного моделирования процесса конденсационного улавливания рассмотрим на примере регенерации парогазовой смеси с значительным содержанием паров воды, которые представлены на рисунках 3 и 4.

Температура газообразного азота на выходе из конденсатора (сечение А) растет по мере уменьшения уровня жидкого азота. Расход азота по мере увеличения уровня жидкого азота  $l_{BC}$  существенно увеличивается (рис. 4).

Наиболее эффективно используется жидкий азот тогда, когда его уровень не превышает 10% от высоты конденсатора.

Анализ результатов математического моделирования процесса конденсации компонентов парогазовой смеси продуктов в откачной системе ЭЛС на пластине, охлаждаемой жидким азотом, позволил установить некоторые характерные закономерности:

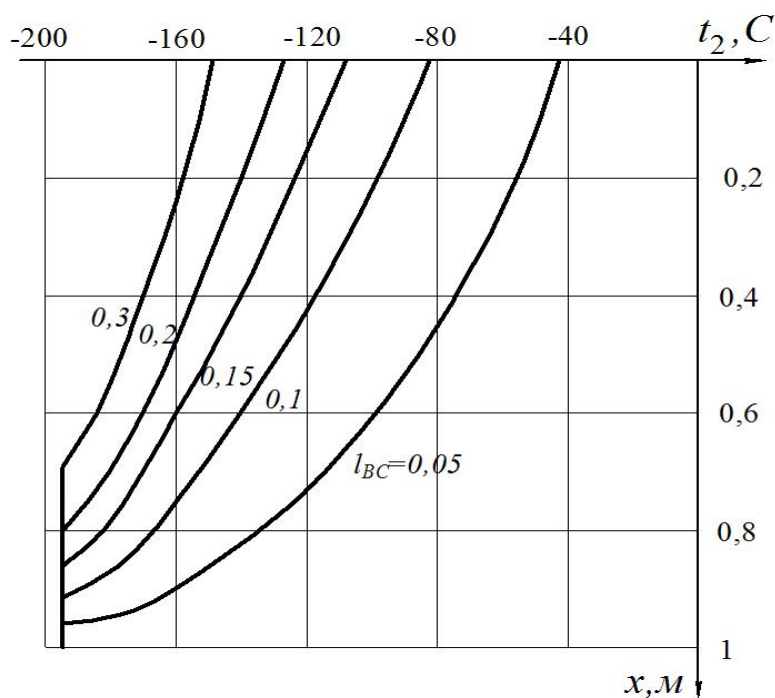


Рисунок 4. – Распределение температуры паров азота по высоте конденсатора для различных уровней жидкого азота

1. Термическое сопротивление стенки и конденсатной пленки в верхней части АВ мало по сравнению с термическим сопротивлением участка «поверхность–газообразный азот».

2. На участке ВС, охлаждаемом жидким азотом, на поверхности конденсации образуется слой твердого конденсата, температура

поверхности которого равна температуре кристаллизации конденсируемой фазы, например,  $t_k = -130^\circ\text{C}$ .

В этих условиях появляется возможность аналитического решения данной задачи.

Расход газообразного азота равен количеству испарившегося на участке ВС жидкого азота:

$$G_2 = \frac{Q_{BC}}{r_2}, \quad (1)$$

где

$$Q_{BC} = \int_{x_B}^{x_C} \frac{(t_{1н} - t_2)b}{\frac{\delta}{\lambda} + \frac{\delta_c}{\lambda_c} + \frac{1}{\alpha_2}} dx, \quad (2)$$

$Q_{BC}$  – тепловой поток на участке ВС, Вт/м;  $r_2$  – теплота парообразования азота, Дж/кг;  $t_{1н}$  – температура насыщения хладона, К;  $t_2$  – температура азота, К;  $b$  – ширина поверхности конденсации, м;  $\delta$ ,  $\delta_c$  – толщина конденсатной пленки и стенки, м;  $\lambda$ ,  $\lambda_c$  – коэффициенты теплопроводности конденсируемой в жидкое состояние парогазовой смеси и материала стенки, Вт/мК;  $\alpha_2$  – коэффициент теплоотдачи к азоту, Вт/м<sup>2</sup>К.

Для расчета коэффициента теплоотдачи к кипящему жидкому азоту на участке ВС использовано соотношение:

$$\alpha_2^{(BC)} = 0.075 \left[ 1 + 10 \left( \frac{\rho_{н2}}{\rho_2 - \rho_{н2}} \right)^{\frac{2}{3}} \right] \times \left( \frac{\lambda_2^2}{\nu_2 \sigma_2 t_{н2}} \right)^{\frac{1}{3}} q^{\frac{2}{3}}, \quad (3)$$

где  $\rho_2$ ,  $\rho_{н2}$  – плотность жидкого и газообразного азота, кг/м<sup>3</sup>;  $\lambda_2$  – теплопроводность жидкого азота, Вт/мК;  $\nu_2$  – кинематический коэффициент вязкости жидкого азота, м<sup>2</sup>/с;  $\sigma_2$  – коэффициент поверхностного натяжения жидкого азота, Дж/м<sup>2</sup>.

$$q = \frac{Q_{BC}}{b \cdot l_{BC}}, \quad (4)$$

где  $l_{BC}$  – длина участка ВС, тепловой поток  $Q_{BC}$  на участке ВС:

$$Q_{BC} = \alpha_1^{(BC)} (t_{1н} - t_2) \cdot l_{BC} b. \quad (5)$$

Тепловой поток  $Q_{AB}$  на участке АВ

$$Q_{AB} = c_2 G_2 (t_{2A} - t_{2н}). \quad (6)$$

Неизвестные по постановке задачи величины  $\alpha_1^{(AB)}$  и  $t_{2A}$  определяются методом последовательных приближений.

Затем рассчитывается толщина конденсатной пленки  $\delta_B$  в сечении В:

$$\delta_B = \frac{Q_{AB}}{r_1 \rho_1 b u_B}, \quad (7)$$

$$u_B = \frac{g \delta_B^2}{3 \nu_1}, \quad (8)$$

Для определения коэффициента теплоотдачи на участке ВС определим здесь толщину конденсатной пленки из уравнения теплового баланса для элемента  $dx$ .

$$\frac{\lambda_1}{\delta} b \Delta t dx = r_1 d(\rho_1 \bar{u} b) \quad (9)$$

или, с учетом выражения для средней скорости пленки  $\bar{u}_B = \frac{g \delta_B^2}{3\nu_1}$

$$\frac{\lambda}{\delta} b \Delta t dx = \frac{\nu_1 r_1 \rho_1 b}{g} \delta^2 d\delta, \quad (10)$$

где  $\Delta t = t_{1н} - t_k$  – перепад температуры в конденсатной пленке.

Разделяя переменные и интегрируя уравнение (10) при условии  $\delta(0) = \delta_B$ , где координата  $x$  отсчитывается от точки В, получим:

$$\delta = \sqrt[4]{\frac{4\lambda_1 \nu \Delta t}{r_1 \rho_1 g} x + \delta_B^4}. \quad (11)$$

Локальный и средний коэффициенты на участке ВС:

$$\alpha_{1,x}^{(BC)} = \frac{\lambda_1}{\delta}, \quad (12)$$

$$\alpha_1^{(BC)} = \frac{1}{l_{BC}} \int_0^{l_{BC}} \alpha_{1,x}^{(BC)} dx. \quad (13)$$

С учетом (11,12) из соотношения (13) можно получить:

$$\alpha_1^{(BC)} = \frac{4}{3} \left[ \left[ B\lambda_1 + (B\delta_B)^4 \right]^{\frac{3}{4}} - (B\delta_B)^3 \right], \quad (14)$$

где  $B = \left( \frac{r_1 \rho_1 g}{4\nu_1 \Delta t l_{BC}} \right)^{\frac{1}{3}}$ .

Тепловой поток на участке ВС уточняется по (5), а на участке АВ по формуле:

$$Q_{AB} = \alpha_2^{(AB)} \bar{\Delta t}_{AB} \cdot b l_{AB}, \quad (15)$$

где  $\bar{\Delta t}_{AB} = \frac{t_{2A} - t_{2н}}{\ln \frac{t_{1н} - t_{2н}}{t_{1н} - t_{2A}}}$

По соотношению (6) уточняется температура газообразного азота  $t_{2A}$  в сечении А (на выходе) [2].

Таким образом на основе сравнительного анализа полученных зависимостей рис.5 можно заключить что, аналитическое решение может быть использовано для инженерного расчета процесса улавливания паров в оптимальных энергосберегающих режимах конденсационного улавливания компонентов парогазовой смеси продуктов ЭЛС.

Полученные аналитические зависимости позволяют выполнять расчет параметров процесса конденсационного улавливания различных продуктов, в откачных системах вакуумных камер ЭЛС. Приведенный



подход расчета может быть использован при проектировании различных аппаратов ЭЛС, применяющих конденсацию, для промышленных комплексов вакуумных камер для электронно-лучевой сварки, диффузионной сварки, термоциклирования.

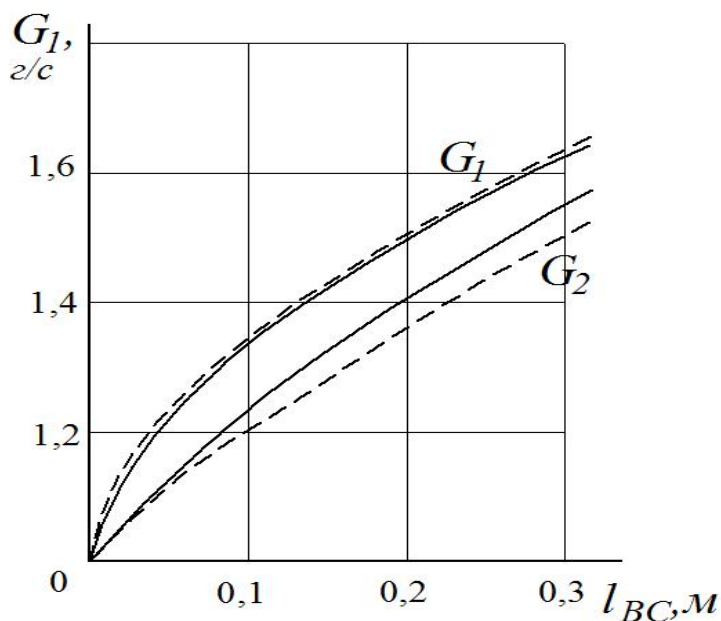


Рисунок 5 – Зависимость расхода десублимируемой и конденсируемой в твёрдую фазу парогазовой смеси ( $G_1$ ) и азота ( $G_2$ ) от уровня жидкого азота в конденсаторе; ----- – численное решение; - - - – приближенное аналитическое решение

Для обеспечения надежной и безотказной работы установок вакуумных камер для электронно-лучевой сварки предусматривается периодическая регенерация криогенных конденсаторов, т.е. удаление с их рабочих поверхностей слоя осажённых веществ в твёрдую фазу или десублимата. Регенерацию десублимата целесообразно проводить потоком пара, конденсирующимся на свободной поверхности десублимата при давлении, несколько превышающем давление тройной точки, например, для парогазовой фазы, содержащей водяной конденсат (1...2 кПа). Характеристика методов достаточно подробно описана в работах [1,7].

Исследования последнего из перечисленных методов регенерации выполнены в разные годы [1,8]. Его достоинствами являются высокая надежность и эффективность, относительная простота удаления, расплавленного десублимата, быстротечность процесса, возможность гарантированного верхнего уровня температур, исключение локальных колебаний температур на поверхности регенерации.

Новый импульс рассматриваемая проблема получила в связи с конструированием и оптимизацией вакуумных камер для электронно-лучевой сварки, выполняемой группой сотрудников кафедры

«Технологии сварочного производства и диагностики» Воронежского государственного технического университета, КБ МКС, ООО «Барс».

На схеме показана практическая реализация данного метода, который сводится к отсечению криогенного конденсатора 1 от вакуумной линии, в котором установлена цилиндрическая поверхность 2, вентилями 4, 5 и подаче пара из парогенератора 3 через клапан 6. Пар, конденсируясь непосредственно на поверхности десублиматора, расплавляет его. Конденсат стекает вниз в парогенератор 3. После окончания регенерации десублиматора клапан 6 закрывается, а клапаны 4, 5 открываются, десублиматор вновь включается в работу.

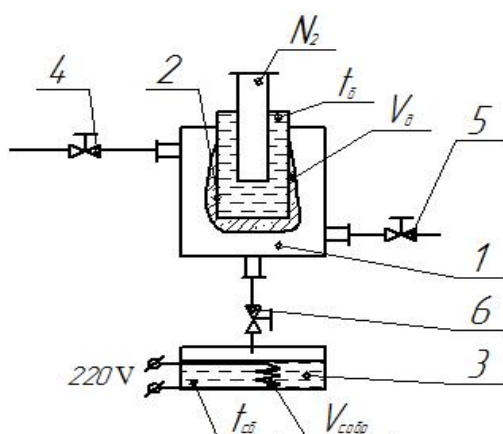


Рисунок 6 – Схема регенерации осажденной парогазовой смеси в твердое состояние потоком пара в вакууме: 1 – камера криогенного конденсатора; 2 – цилиндрическая поверхность; 3 – парогенератор; 4,5,6 – клапаны

Для оценки основных параметров процесса регенерации осажденной парогазовой смеси в твердое состояние (десублимат), например, поток водяного пара в вакууме рассмотрим уравнения теплового баланса:

$$\alpha F(t_n - t_{пл}) + C_в(t_n - t_{пл}) \frac{dm_в}{d\tau} = Q - (C_г m_г + C_{пл} m_{пл}) \frac{dt_m}{d\tau}, \quad (16)$$

где:  $C_в$  – теплоемкость воды;  $m_в$  – масса воды в парогенераторе;  $C_{пл}$  – средняя теплоемкость материала парогенератора;  $m_{пл}$  – масса парогенератора;  $t_n$  – температура насыщения воды;  $\tau$  – время;  $Q$  – тепловой поток от нагревателя;  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи от пара к поверхности десублиматора;  $F$  – свободная поверхность десублиматора;  $t_{пл}$ ,  $r_{пл}$  – температура и теплота плавления десублиматора.

Первое слагаемое в левой части уравнения (16) характеризует количество теплоты, выделяемое при конденсации пара на слое десублиматора, второе – количество теплоты, затраченное на нагревание расплавленного десублиматора от температуры плавления до температуры насыщения. В правой части первое и второе слагаемое характеризуют соответственно тепловой поток от парогенератора, а также количество теплоты, выделяемое при охлаждении воды и парогенератора.

$$\frac{dm_B}{d\tau} = \frac{\alpha F(t_n - t_{пл})}{r_{пл}}. \quad (17)$$

Уравнение (17) позволяет определить изменение воды в парогенераторе из-за плавления десублимата.

Решающим фактором, определяющим скорость оплавления десублимата, является интенсивность процесса теплоотдачи от пара к поверхности десублимата. Величина коэффициента теплоотдачи в этом случае рассчитывается по формуле [5, 6]

$$\alpha = 0.943 \left[ \frac{\rho g r \lambda^3}{\nu(t_n - t_{пл})H} \right]^{0.25} \cdot \left[ \frac{r_{пл}}{r + r_{пл}} \right]^{0.25}, \quad (18)$$

где  $\rho$  – плотность конденсата, кг/м<sup>3</sup>,  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности конденсата, Вт/м·К,  $\nu$  – кинематический коэффициент вязкости конденсата, м<sup>2</sup>/с,  $t_n$  и  $t_{пл}$  – температуры насыщения пара и плавления десублимата, соответственно, °С,  $H$  – высота пластины десублимата, м,  $r_{пл}$  – теплота плавления десублимата, кДж/кг,  $r$  – теплота конденсации пара, кДж/кг.

Нетрудно убедиться, что увеличение толщины жидкой пленки приводит к уменьшению коэффициента теплоотдачи на 70...80 % по сравнению с обычной конденсацией на твердой стенке. Несмотря на такое снижение, коэффициент теплоотдачи от пара к поверхности десублимата остается достаточно большим.

При заданном тепловом потоке от нагревателя можно получить следующее соотношение для температуры насыщения в парогенераторе с учетом решения (18):

$$t_n = t_{пл} + 1.081 q_d^{4/3} \left( \frac{\nu H}{\rho g r \lambda^3} \cdot \frac{r_{пл} + r}{r_{пл}} \right)^{0.25}, \quad (19)$$

где  $q_d = Q / F_d$  – плотность теплового потока на поверхности десублимата, Вт/м<sup>2</sup>,  $Q$  – тепловой поток нагревателя парогенератора, Вт,  $F_d$  – свободная поверхность десублимата, м<sup>2</sup>.

Скорость плавления слоя десублимата равна:

$$v_{пл} = \frac{q_d}{r_{пл} \rho_d}, \quad (20)$$

где  $\rho_d$  – плотность десублимата.

На рисунке 7 представлены зависимости температуры насыщения пара и скорости плавления слоя десублимата [2] от плотности теплового потока  $q_d$ .

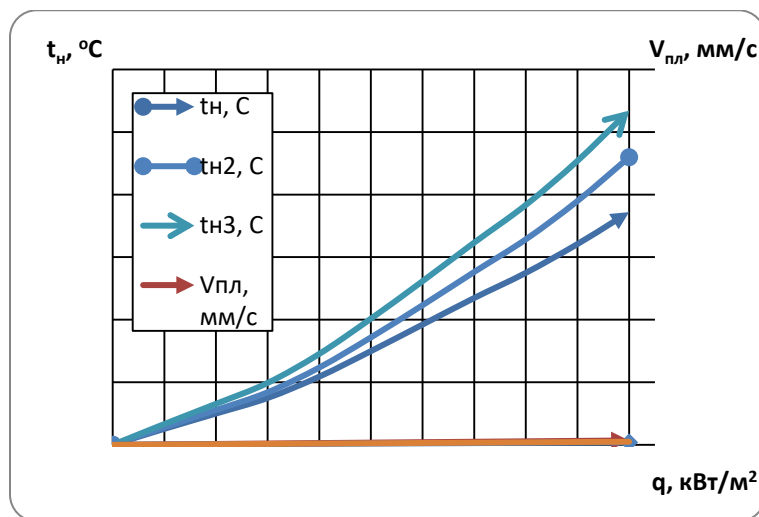


Рисунок 7 – Зависимость температуры насыщения и скорости плавления десублимата от плотности теплового потока.  $t_n$  - температуры насыщения пара,  $v_{пл}$  – скорость плавления десублимата ( $\rho = 1000$  кг/м<sup>3</sup>,  $r = 2477$  кДж/кг,  $r_{пл}=330$  кДж/кг,  $\rho_d=900$  кг/м<sup>3</sup>,  $\lambda=0,551$  Вт/ м К,  $H=1$  м)

Как видно из графиков, температура насыщения пара не превышает 20 °C даже при плотности теплового потока на поверхности десубликации в 100 кВт/м<sup>2</sup>. При этом время плавления слоя десублимата толщиной 20 мм не более одной минуты. На практике это означает, что в цикле работы вакуумных камер для электронно-лучевой сварки, достаточно приостанавливать ее работу на 1...2 минуты без развакуумирования для регенерации криогенного конденсатора, а затем снова продолжать процесс в расчетном режиме. Это позволяет реализовать непрерывный процесс ЭЛС или значительно уменьшить размеры поверхности конденсации.

Выполненное моделирование процесса регенерации криогенных конденсаторов или других устройств на поверхности которых образуется десублимат позволяет сделать следующие выводы:

1. Регенерация потоком пара в вакууме является высокоэффективным быстротечным процессом, обеспечивающим надежную регенерацию любых поверхностей с низкой температурой, на которых образуется десублимат или конденсат в твердой фазе.

2. Температура оплавленного десублимата мала, например, при использовании водяного пара в зависимости от условий процесса она колеблется от 0 до 10°C.

3. Использование теплоаккумулирующей способности парогенератора позволяет существенно сократить установленную мощность нагревателя парогенератора и сократить время регенерации.

Таким образом, разрабатываемая технология позволяет получить параметры среды в вакуумных камерах для электронно-лучевой сварки высокого качества, которые могут составить основу новых

высокоэффективных технологий конструирования оборудования для электронно-лучевой сварки.

### Литература

1. *Волынец А.З.* Регенерация десублиматора потоком пара в вакууме [Текст] / Волынец А.З., Жучков А.В. – Теор. основы хим. технол. 1993. Т. 27. № 6. С.597-601.
2. *Варгафтик Н.Б.* Справочник по теплофизическим свойствам газов и жидкостей. – М.: Наука. 1972. – 720 с.
3. *Исаченко В.П., Осипова В.А., Сукомел А.С.* Теплопередача. – М.: Энергоиздат. 1981. – 417 с.
4. Тепло- и массообмен. Теплотехнический эксперимент: Справочник. под общ. ред. В.А. Григорьева и В.М. Зорина. – М.: Энергоиздат. 1982. – 512 с.
5. *Жучков А.В., Каледин А.С., Шабанов И.Е., Мальцев М.В., Соколов К.Л., Антипов В.С.* Вымораживающая ловушка. Пат. 2303163 РФ, Бюл. №20, 2007.
6. *Жучков А.В., Каледин А.С., Соколов К.Л., Шабанов И.Е.* Расчет конденсации пара хладона на поверхности, охлаждаемой жидким азотом. Вестник ВГТУ том.1, № 6, ред. В. Н. Фролова. – Воронеж.: ВГТУ, 2005. – 217 с.
7. *Жучков А.В.* Разработка технологических комплексов для криосублимационного фракционирования биологических тканей /А.В. Жучков, И.Е. Шабанов, С.В. Шабунин, А.И. Осецкий/ Научно-теоретический журнал «Проблемы криобиологии» / Институт проблем криобиологии и криомедицины НАН Украины: Макс Пресс, 2005. С. 312-315.
8. *Жучков А.В.* К расчету регенерации поверхности десублиматора водяным паром в вакууме [Текст] / А.В. Жучков, Матвеев А.П. – Холодильная техника. 1995. № 3 С. 31-32.

## **Раздел 5.**

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

## **Исследование сварных соединений из титанового сплава ВТ6С, выполненных электронно-лучевой сваркой, предназначенных для эксплуатации в криогенных условиях**

С.В. Ковалев, А.И. Портных, В.Ю. Асламова

«Воронежский механический завод» – филиал АО «Государственный научно-производственный центр имени М.В. Хруничева», Воронеж, Российская Федерация  
[vera180284@mail.ru](mailto:vera180284@mail.ru)

**Аннотация.** Работа основана на проведении металлографического исследования с целью подтверждения качества и последующего использования сварного соединения с измененной конструкцией стыковых кромок для деталей, изготавливаемых из титанового сплава ВТ6С. Сварное соединение выполнялось электронно-лучевой сваркой. Проведена оценка макро- и микроструктур, измерена твердость и проведены испытания на механические свойства при комнатной и пониженной температурах. По результатам исследования сделаны выводы о возможности применения электронно-лучевой сварки для стыковых соединений титановых шаробаллонов.

**Ключевые слова:** электронно-лучевая сварка, сварной шов, титановый сплав, макроструктура, микроструктура, механические свойства

**Abstract.** The article is based on realization of metallographic research in order to prove quality and following application of welded joint with the changed construction of coupling edges for details made of titanium alloy ВТ6С. The welded joint has been gained by electron beam welding. The expertise of macro- and microstructures has been realized, the hardness has been changed and testing of mechanical qualities under room and reduced temperature has been realized. The conclusion of possibility of application electron beam welding for welded joints of titanium spherical tanks is based on the research.

**Key words:** electron beam welding, welded joint, titanium alloy, macrostructure, microstructure, mechanical qualities

### **1. Введение**

В ракетно-космической и авиационной технике, работающей при повышенных нагрузках и криогенных температурах, широко используются различные титановые сплавы. Это связано с их высокой удельной прочностью, способностью выдерживать нагрузки при отрицательных температурах, коррозионной стойкостью.

При использовании сосудов из титановых сплавов, работающих под давлением, существует ряд ограничений, которые необходимо выполнять. Это -необходимость применения только стыковых соединений при сварке, для исключения концентраторов напряжений, отсутствие газонасыщенного слоя на поверхности деталей, обеспечение «плавного» изменения твердости от основного металла к металлу сварного шва.

Целью работы является подтверждение возможности применения электронно-лучевой сварки титановых шаробаллонов (рис. 1) с

изменением конструкции свариваемых кромок, работающих при отрицательных температурах.

В отличие от традиционного способа выполнения стыкового соединения, при подготовке стыкуемых кромок деталей под сварку с наружной стороны выполнен ориентир в виде фаски глубиной  $1,0 \div 1,5$  мм с углом от  $10^\circ$  до  $12^\circ$  для визуального наведения электронного луча в свариваемый стык, а с внутренней стороны каждой детали – уступ, с высотой и шириной соответственно  $0,1 \div 0,2$  мм и  $0,04 \div 0,08$  мм от толщины стыка [1] (рис. 2).



Рисунок 1 – Внешний вид ТШБ, свариваемого из полусфер ЭЛС,  $\sim x0,2$

Сварка выполняется на установке ЭЛУ-8 в нижнем положении со сквозным проплавлением. Присадочные материалы не использовались. После сварки выполнена термообработка соединения в вакууме (отжиг при температуре  $780^\circ\text{C}$  в течение 60 мин [2]).

Для проведения металлографических исследований изготавливались образцы из сварных соединений двух типов: классическое стыковое соединение и соединение с изменением геометрии кромок.



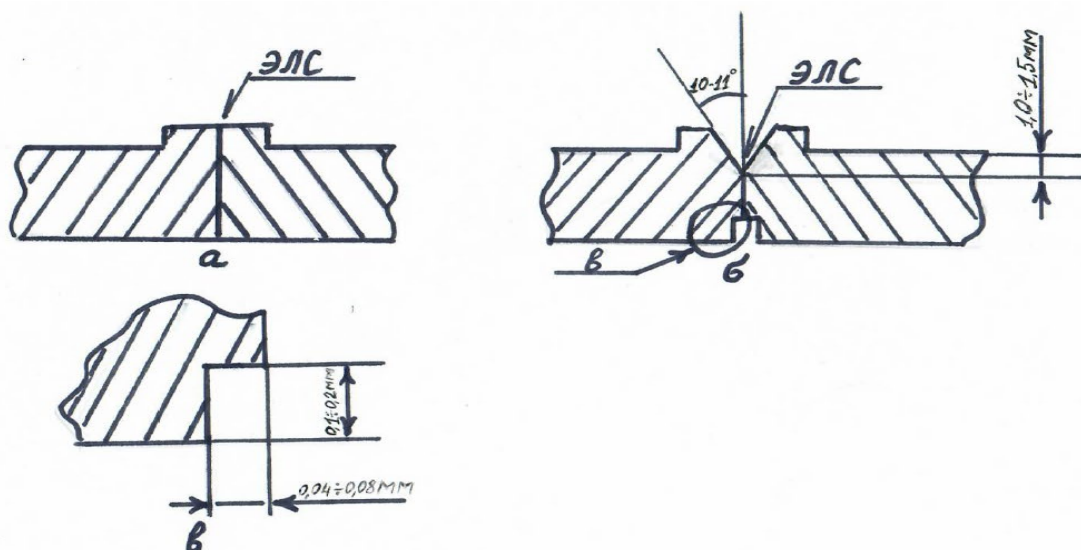


Рисунок 2 – Схема конструкций стыкового соединения: а – классическое стыковое соединение; б, в – сварное соединение с измененной геометрией стыковых кромок

## 2. Методика исследования

Исследование включало: изучение макро- и микроструктур, где микроструктура включала исследование на наличие/отсутствие газонасыщенного (альфированного) слоя, измерение твердости основного материала и материала сварного соединения, выявление дефектов металлургического характера в сварном соединении.

### 2.1 Методика исследования макроструктуры

Исследование макроструктуры в поперечном сечении сварного соединения проводилось визуально, без применения увеличительных приборов. Для этого изготавливались шлифы поперечного сечения, доведенные до чистоты поверхности  $Ra_{0,8-0,4}$  на станке «Нерис» согласно требованиям ГОСТ 2789-73. Макрошлифы подвергались травлению методом погружения длительностью 3-5 мин в реактив следующего состава: плавиковая кислота (HF) – 20мл, соляная кислота (HCl) – 20мл, вода (H<sub>2</sub>O) – 60мл. После травления макрошлифы промываются проточной теплой водой и высушиваются фильтровальной бумагой. Макроструктура позволяет выявить непровар, наличие шлаковых включений, корневые дефекты, занижение шва, трещины, несплавление и т.п., оценить величину и форму макрозерна, а также выявить зону термического влияния (по структурным изменениям).

### 2.2 Методика исследования микроструктуры

Микроструктура исследовалась при помощи инвертированного микроскопа Altami MET 1С при увеличениях  $50 \div 1000\times$  в отраженном свете. Предварительно изготовленные микрошлифы (до чистоты

поверхности  $Ra_{0,025}\sqrt{\quad}$ ) проматриваются под микроскопом для выявления дефектов (непровара или несплавления, микротрещин, наличия микропористости и других дефектов), затем, для выявления микроструктуры, подвергаются травлению в течение 5-10с реактивом: плавиковая кислота – 1мл, азотная кислота ( $HNO_3$ ) – 12мл, вода – 87мл. Травление позволяет выявить наличие альфированного слоя от поверхности, видимого по структурным изменениям (наличию  $\alpha$ -фазы), тип микроструктуры. Наличие газонасыщенного слоя, если таковой имеется, не отличающегося по микроструктуре (но при этом кислород уже в растворе сплава), определяли по значениям твердости (микротвердости, по методу Виккерса). Определение газонасыщенного слоя осуществляется методом замера микротвердости (по Виккерсу) от поверхности сварного шва и околошовной зоны (зоны термического влияния) и отличающимся по ее завышенным значениям в сравнении с сердцевиной металла/металла сварного шва.

### 2.3 Измерение твердости

Твердость и изменение ее значений от основного материала к материалу сварного шва измерялась при помощи твердомера DuraScan 50 G5 по методу Виккерса при нагрузке 50г ( $HV_{0,05}$  – рекомендуемая нагрузка) на нетравленных микрошлифах. Замер твердости проводился в направлении от основного материала к сварному шву, включая твердость и в сварном шве, а также по сечению сварного шва в направлении от корня сварного шва к его усилению.

## 3. Результаты и их обсуждение

### 3.1 Макроструктура

Макроструктура образцов, вырезанных для исследования, показала, что при отработке технологии сварного шва и при исполнении его классическим методом (методом стыка кромок, но используя питательные бурты) столкнулись с дефектами, такими, как непровар, подрезы кромки основного материала, а также глубокий проплав (примеры на рис. 3, 4, 5). На рисунках 4 и 5 видно, что питательные бурты, не расплавившись, не обеспечивают необходимое усиление сварного шва. На рисунке 6 в зоне усиления сварного шва при исследовании макроструктуры выявили наличие газовых пор.

Необходимо отметить, что зона сплавления, в целом, удовлетворительная, с плавным переходом структуры от сварного шва к основному материалу (свариваемому). Макрозерно сварных швов крупное, имело дендритную форму длиной ~1-4мм, в зоне сплавления – зерно полиэдрической формы и становится более мелким в зоне

термического влияния (околошовной зоне) при переходе к структуре основного материала.



Рисунок 4 – Непровар в корне,  $\sim 4,3$



Рисунок 5 – Подрез и проплав,  $\sim 3,4$



Рисунок 6 – Газовые поры,  $\sim 3,5$

Применив измененную конструкцию для сварного соединения, получили удовлетворительное (по виду макроструктуры) сварное соединение, без дефектов металлургического характера (рис. 7).



Рисунок 7 – Макроструктура сварного соединения детали с использованием подготовки кромок перед сваркой по схеме рис.2-б,  $\sim 2,6$

Макроструктура сварного шва при конструктивных изменениях стыкового соединения имеет зерно как полиэдрической, так и столбчатой формы размером  $\sim 2$  мм и длиной 2-3 мм, структура в зоне сплавления имеет плавный переход к зоне термического влияния, затем – к основному металлу детали. В корне сварного шва зерно более мелкое, чем в средней его части и зоне усиления.

Зона термического влияния после ЭЛС в деталях из титанового сплава ВТ6С составляет  $\sim$ от 2 мм до 4 мм.

## 3.2 Микроструктура, твердость, газонасыщенный слой и механические свойства

### 3.2.1 Тип микроструктуры

Микроструктура титанового сплава ВТ6С считается промежуточной между структурами  $\alpha$ - и  $\beta$ -сплавов по составу и превращениям, поэтому считается двухфазной (содержит  $\alpha+\beta$ -фазы).

Микроструктура основного материала детали (в стадии заготовки) перед сваркой, предварительно прошедшая операцию «штамповка», контролируется на тип микроструктуры и наличие газонасыщенного слоя согласно требований ОСТ 92-9465-81 «Детали из титановых сплавов. Технические требования». Микроструктура основного материала соответствует 2-3 типу согласно шкалы микроструктур ( $\alpha+\beta$ )-сплавов ОСТ 92-9465-81 (рис. 8), что соответствует требованиям ОСТ 92-0966-75 «Штамповки и поковки из титановых сплавов. Технические требования».

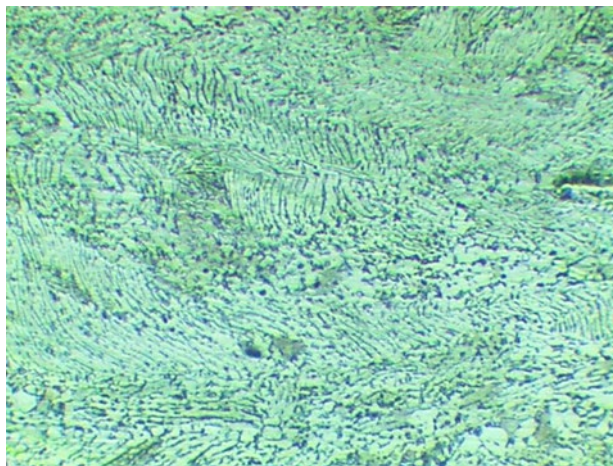


Рисунок 8 – Микроструктура основного материала (в удалении от сварного шва и зоны термического воздействия), x500

На сварные соединения данный стандарт не распространяется. Микроструктура сварного шва исследовалась, основываясь на диаграммах превращениях системы титан-алюминий-ванадий (Ti-Al-V) при различных температурах. Исследования показали, микроструктура сварного шва крупнозернистая, представляющая собой ( $\alpha+\beta$ )-фазы разнонаправленной игольчатой ориентации, разграниченной  $\alpha$ -фазой (рис. 9). В зоне термического влияния наблюдается уменьшение зерна, состоящего также из ( $\alpha+\beta$ )-фаз, ограниченного  $\alpha$ -фазой (рис. 10). В разных источниках обсуждается теория о снижении требуемых параметров механических свойств при наличии крупного зерна, а именно – потеря пластичности, приводящая к хладноломкости в криогенных условиях. Но имеются работы [3] о том, что для титановых сплавов при отжиге в

областях  $\alpha+\beta$  однозначной связи между размером зерен и ударной вязкостью титана не найдено. Даже, наоборот, значения ударной вязкости при испытаниях  $-196\text{C}^\circ$  увеличиваются.

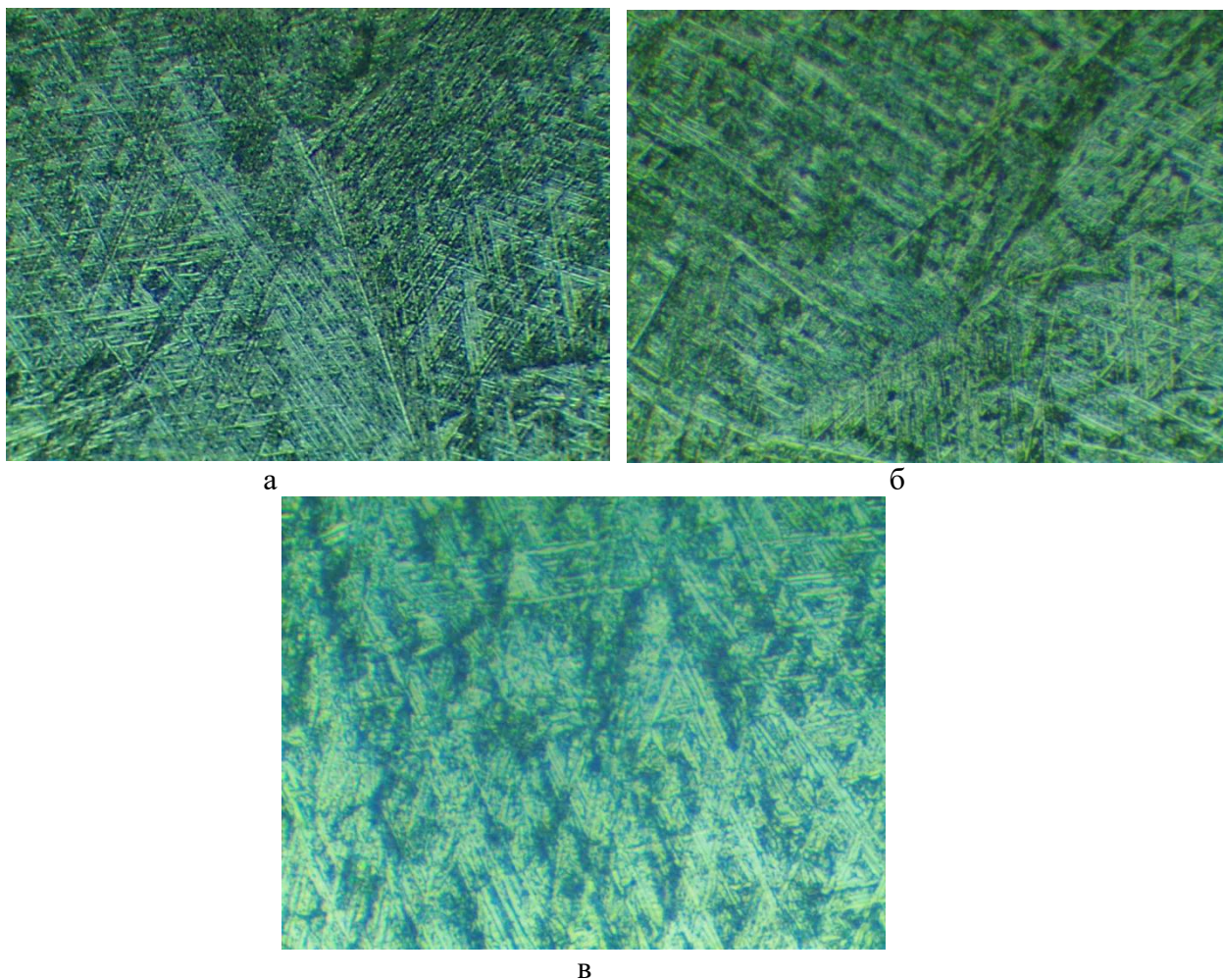


Рисунок 9 – Микроструктура сварного шва: а – с границей раздела крупных зерен; б –  $(\alpha+\beta)$ -фазы в поле зерна,  $\times 500$ ; в -  $(\alpha+\beta)$ -фазы,  $\times 1000$

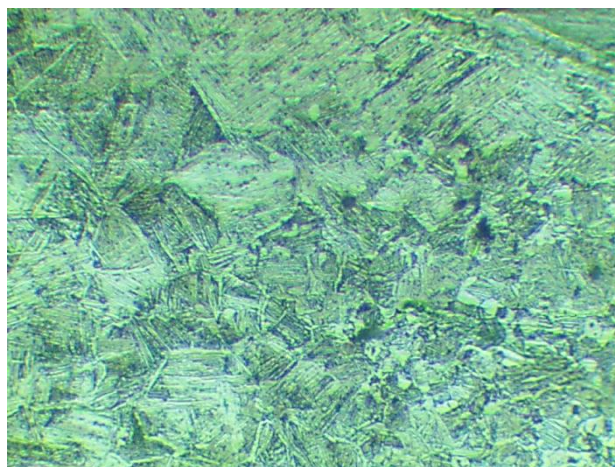


Рисунок 10 – Микроструктура зоны термического влияния,  $\times 500$

### 3.2.2. Твердость

Твердость (микротвердость), измеренная по методу Виккерса, определялась в срезе поперечного сечения в доленом направлении: основной материал – зона термического влияния – сварной шов – зона термического влияния – основной материал. Микроисследование расположения отпечатков после измерения показало, что значения твердости (микротвердости) изменяются в пределах погрешностей измерений, то есть резких перепадов (градиентов) значений нет, а, следовательно, твердость в зонах сварного шва и зонах термического воздействия находится в пределах значений твердости основного материала (значения представлены на рис. 11).

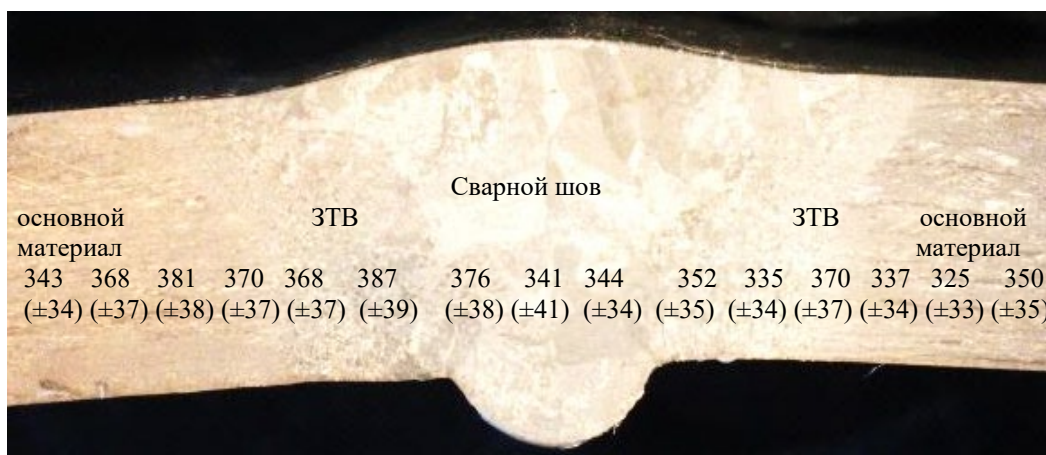


Рисунок 11 – Распределение твердости (микротвердости, средние значения) по Виккерсу в различных зонах сварного соединения: под значениями, в скобках представлены погрешности для измерений данного метода

Необходимо учесть, что твердость основного материала строго единого значения не имеет. Вариация значений связана с попаданием отпечатка индентора (алмазной пирамиды твердомера) в разные структурные составляющие ( $\alpha$  или  $\beta$ ).

### 3.2.3. Газонасыщенный слой

Поскольку основа сплава ВТ6С содержит химически активный по природе металл (титан – Ti), который активно взаимодействует с воздухом, особенно при повышенных температурах, применение вакуумной среды при ЭЛС и последующего отжига в вакуумной печи является обязательным.

Наличие газонасыщенного слоя выявляется по завышенным значениям твердости (микротвердости) от поверхности. За глубину газонасыщенного слоя считают величину, равную расстоянию ближайшего отпечатка с микротвердостью, соответствующей микротвердости сердцевины. В нашем случае твердость (микротвердость) измерялась в зонах сварного шва от поверхностей корня сварного шва и

зоне усиления. Проверялась твердость и от поверхности зоны термического воздействия: со стороны корня сварного шва (считается внутренняя поверхность детали) и со стороны усиления (внешняя сторона детали).

Микроисследованием установлено, что микроструктура от поверхностей сварного шва в зоне усиления, со стороны корня, в зонах термического влияния имеет структурный  $(\alpha+\beta)$ -фазовый состав, альфированного слоя, состоящего из  $\alpha$ -фазы (нетравящийся слой), не выявлено (рис. 12).

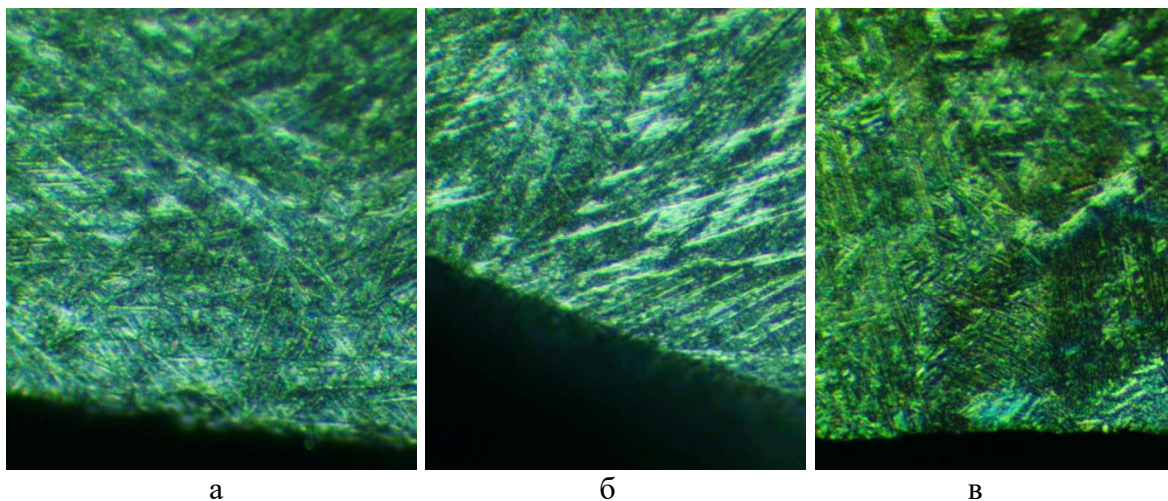


Рисунок 12 – Микроструктура от поверхности: а – зона усиления сварного шва; б – корень сварного шва; в – зона термического влияния; x500

Методом замера микротвердости (твердости в единицах Виккерса,  $HV_{0,05}$ ) подтверждено, что полученные значения  $HV_{0,05}$  в рамках погрешностей измерений (первое значение – на расстоянии 15-20мкм от поверхности, последующие – расстояние не менее 3-х диагоналей отпечатка индентора – до 50 мкм (согласно руководству к прибору), данные табл. 1). А значит, газонасыщенный слой отсутствует.

**Таблица 1**

Значения твердости (микротвердости), измеренные от поверхности вглубь материала

№п/п	Твердость, $HV_{0,05}$				
	1	2	3	4	5
Усиление сварного шва	307 ( $\pm 31$ )	325 ( $\pm 33$ )	303 ( $\pm 30$ )	293 ( $\pm 29$ )	319 ( $\pm 32$ )
Корень сварного шва	272 ( $\pm 27$ )	296 ( $\pm 30$ )	304 ( $\pm 30$ )	307 ( $\pm 31$ )	285 ( $\pm 29$ )
Зона термического влияния*	323 ( $\pm 32$ )	309 ( $\pm 31$ )	343 ( $\pm 34$ )	337 ( $\pm 34$ )	289 ( $\pm 29$ )

\*значения зоны термического влияния приведены в среднем значении от разных зон

### 3.2.4. Механические свойства

Результаты испытаний контролируемых параметров механических свойств для сварных соединений из материала ВТ6С удовлетворительные, соответствуют требованиям КД для титановых шаробаллонов и приведены в таблице 2.

Таблица 2

Условия испытания	+20°С			-196°С	
	Предел прочности, $\sigma_b$ , кгс/см <sup>2</sup>	Угол загиба, $\alpha$ , град	Ударная вязкость, $KU$ , кгсм/см <sup>2</sup>	Предел прочности, $\sigma_b$ , кгс/см <sup>2</sup>	Ударная вязкость, $KU$ , кгсм/см <sup>2</sup>
факт	95	35	6,5	125	4,3
Требования КД	$\geq 77$	$\geq 30$	$\geq 3,7$	$\geq 115$	$\geq 2,5$

### 4. Заключение

Проведенным исследованием установлено:

- используя изменение формы раздела кромок перед ЭЛС, получили сварной шов без дефектов типа непровара, подрезов;
- макроструктура плотная, образования пористости не выявлено;
- микроструктура сварного шва состоит из разноориентированных ( $\alpha+\beta$ )-фаз, но, в целом, зерно, ограниченное  $\alpha$ -фазой, крупное, что характерно для титановых сплавов, прошедших отжиг при  $T=780^\circ\text{C}$  ;
- при измерении твердости (микротвердости) от основного материала к сварному шву с шагом  $\sim 30\text{мкм}$  резких перепадов значений не наблюдается;
- газонасыщенного слоя в поперечном сечении от поверхности сварного шва, в том числе и в зонах термического влияния, не выявлено;
- параметры механических свойств сварных соединений, проверенные при комнатной температуре ( $20^\circ\text{C}$ ), а также при низкой ( $-196^\circ\text{C}$ ), соответствуют требованиям КД.

Изготовленный титановый шаробаллон с применением измененной конструкции свариваемых кромок экваториального стыка успешно прошел испытания при положительных и отрицательных температурах. Измененная конструкция свариваемых кромок для ЭЛС внедрена в серийное производство титановых шаробаллонов разных емкостей на нашем предприятии.

### Литература

1. Портных А.И., Татаринцев А.А., Паничев Е.В., Шуваева Л.П. Способ электронно-лучевой сварки деталей // Патент на изобретение №2681067// Заявка №2018101803 от 17.01.18 г.
2. Коптев И.Т., Омигов Б.И., Портных А.И., Еремин М.В., Шуваева Л.П. Электронно-лучевая сварка стыковых соединений титановых сплавов с обеспечением плавного формирования корневого



валика / Сборник статей VI научно-технической конференции молодых ученых и специалистов центра управления полетами – г. Королев М.О. ЦНИИмаш, 2016, с. 563-567.

3. Мороз Л.С., Чечулин Б.Б., Полин И.В. и др. Титан и его сплавы. Том I.// Государственное союзное издательство судостроительной промышленности, Ленинград, 1960 г. – 515 с.

## Исследование механизма кристаллизации высокожаропрочного никелевого сплава ВВ751П в условиях сварки

Н.О. Веремеева, Е.В. Терентьев

<sup>1</sup> ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», 14, ул. Красноказарменная, г. Москва, 111116,  
Россия

[tusya\\_00@inbox.ru](mailto:tusya_00@inbox.ru), [egor.terentyev@mail.ru](mailto:egor.terentyev@mail.ru)

**Аннотация.** Приведены проблемы свариваемости высокожаропрочного никелевого сплава ВВ751П. На основании полученного химического состава аналитическими методами рассчитаны термодинамические критерии протекания процесса для наиболее опасных фаз (карбидных и интерметаллидных), образующихся при кристаллизации. Практическими методами оптической и сканирующей электронной микроскопии исследована структура сварного соединения. Дана оценка полученной структуры на различных участках сварного соединения и сделаны выводы о влиянии ликвации на качество сварного соединения.

**Ключевые слова:** Высокожаропрочный никелевый сплав, кристаллизация, ликвация, структура сплава, сварное соединение, фазовый состав, химический состав.

**Abstract.** The problems of weldability of high-temperature nickel alloy ВВ751P are presented. Based on the obtained chemical composition, the thermodynamic criteria for the process for the most dangerous phases (carbide and intermetallic) formed during crystallization were calculated by analytical methods. Using the methods of optical and scanning electron microscopy, the structure of the welded joint was investigated. An assessment of the structure obtained in various sections of the welded joint is made, and conclusions are drawn about the effect of segregation on the quality of the welded joint.

**Keywords:** High heat resistant, crystallization, segregation, alloy structure, welded joint, phase composition, chemical composition.

### Введение

Сплав ВВ751П был разработан в ОАО «ВИЛС» [1,2] для проекта «Перспективный двигатель тягой 14 тонн» для изготовления дисков турбин и компрессоров. За основу взят наиболее высокопрочный на тот момент и освоенный в производстве деформируемый сплав ЭК151 разработки ВИАМ [3, 4]. Сплав ВВ751П имеет предел прочности более 1600 МПа (Таблица 1), а его химический состав (таблица 2) и технология производства защищены патентами РФ [5,6].

**Таблица 1**

Механические свойства сплава ВВ751П согласно исследованиям [2]

Механические свойства. $t=20\text{ }^{\circ}\text{C}$					Длительная прочность, ч, $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\sigma=1100\text{ МПа}$		МЦУ, $\sigma=1120\text{ МПа}$ , (при $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; $f=1\text{ Гц}$ ; цикл)
$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	$\tau_{гп}$	$\tau_{н}$	N
$\geq 1600$	$\geq 1200$	$\geq 12$	$\geq 13$	$\geq 25$	$\geq 100$	$\geq 100$	$\geq 10000$

**Таблица 2**

Химический состав сплава ВВ751П согласно ГОСТ Р 52802-2007

Элемент	Ni	C	Cr	Ti	Al	Mo	Nb	V	Co	W	Mg
Значение	Осн	0,04-0,08	10,0-12,0	2,5-3,1	3,7-4,2	4,0-5,0	3,0-3,5	0,4-0,8	14,0-16,0	2,5-3,5	0,01
Элемент	B	Ce	Hf	La	Sc	Si	Mn	Fe	S	P	Pb
Значение	0,015	0,01	0,01-0,1	0,02	0,002	0,3	0,3	1,0	0,009	0,015	0,07

Сплав ВВ751П имеет структуру твердого раствора на основе Ni с решеткой ГЦК неупорядоченной структуры (матрица), которая упрочнена выделениями  $\gamma'$ -фазы, являющейся легированным твердым раствором на основе интерметаллида (ИМ) Ni<sub>3</sub>Al, имеющего упорядоченную кристаллическую ГЦК структуру [7].

Изделия из сплава ВВ751П, например, диски турбин, традиционно получают при помощи трудоемкой технологии горячего изостатического прессования [8]. Затем диски с лопатками собирают в единую конструкцию при помощи замковых соединений. Данную конструкцию можно получить при помощи технологии ЭЛС, заменив замковые соединения сварными швами. В перспективе технология ЭЛС позволит значительно повысить массогабаритные характеристики конструкции, однако, на сегодняшний день разработке технологий сварки сплава ВВ751П уделяется недостаточное внимание из-за ряда технологических сложностей.

Ранее уже проводились исследования [9] структуры сварного соединения сплава ВВ751П, полученного с помощью ЭЛС, методами оптической микроскопии, в ходе которых были обнаружены трещины, располагающиеся на линии сплавления в области уширения шва и в металле шва. Характер расположения и форма трещин позволяют предположить, что трещины горячие.

Среди основных причин образования горячих трещин можно выделить следующие: сварочные напряжения и сегрегации [10, 11], образующиеся по границам зерен.

Таким образом, целью данной работы является исследование процесса неравновесной кристаллизации сварного соединения сплава ВВ751П и выявление причин образования горячих трещин в никелевых жаропрочных сплавах при электронно-лучевой сварке.

### **Методики исследования**

Объектом исследования является сварное соединение из сплава ВВ751П, полученное методом ЭЛС.

С помощью термодинамического критерия протекания процесса [12] производили поиск фаз, образование которых при данных условиях наиболее вероятно.

Для расчета энергии Гиббса использовали следующую формулу:

$$\Delta G = \Delta H_{298} - T\Delta S_{298} + \int_{298}^T \Delta C_p dT - T \int_{298}^T (\Delta C_p / T) dT, \quad (1)$$

где  $\Delta G$  – энергия Гиббса;  $\Delta H_{298}$  – стандартный тепловой эффект при 298К;  $\Delta S_{298}$  – стандартная энтропия образования соединения;  $\Delta C_p$  – теплоемкость химического соединения.

Теплоемкость, в свою очередь, рассчитывали по следующей формуле:

$$\Delta C_p = a + bT - cT^{-2},$$

где  $a$ ,  $b$ ,  $c$  – коэффициенты ряда, различные для каждого соединения.

Для твердых растворов рассчитывали энергию смешения [13], которую можем считать аналогичным критерием, что и энергия Гиббса. В данной работе использовали следующую формулу для расчета:

$$\Delta G_{см} = RT \sum (\ln(X_i) X_i) - RT \ln(X_j) X_j; \quad (2)$$

где  $\Delta G_{см}$  – энергия смешения твердого раствора;  $i$  – растворенные элементы;  $j$  – растворитель;  $X$  – мольная доля элемента.

Анализ химического состава сплава проводили на оптико-эмиссионном анализаторе FOUNDRY MASTER. Исследование проводили на трех образцах (рисунок 1) с помощью искрового разряда между исследуемой поверхностью и электродом на различном удалении от сварного шва.

Структуру сварного шва и зоны термического влияния исследовали с помощью оптического микроскопа Axio Observer Z1.m фирмы Zeiss на микрошлифах, которые изготавливаются на автоматическом прессе, а затем механически обрабатывается на шлифовальном станке EcoMet250 (операция шлифовки и полирования). Электролитическое травление на образцах проводили в 10% растворе щавелевой кислоты в воде.



Рисунок 1 – Образцы из сплава BV751П после проверки химического состава

Структуру сварного соединения также исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа MIRA 3 LMU с катодом с полевой эмиссией (Tescan) на нетравленных шлифах.

### Результаты и обсуждения

Согласно правилу Юм-Розери, многокомпонентный твердый раствор сплава BV751П имеет следующий состав:

Ni-Cr-V-Co-Ti-Mn-Sc-Fe

По результатам расчетов по формулам 1 и 2 для каждой системы были получены следующие графики зависимости Энергии Гиббса и энергии смешения твердого раствора от температуры.

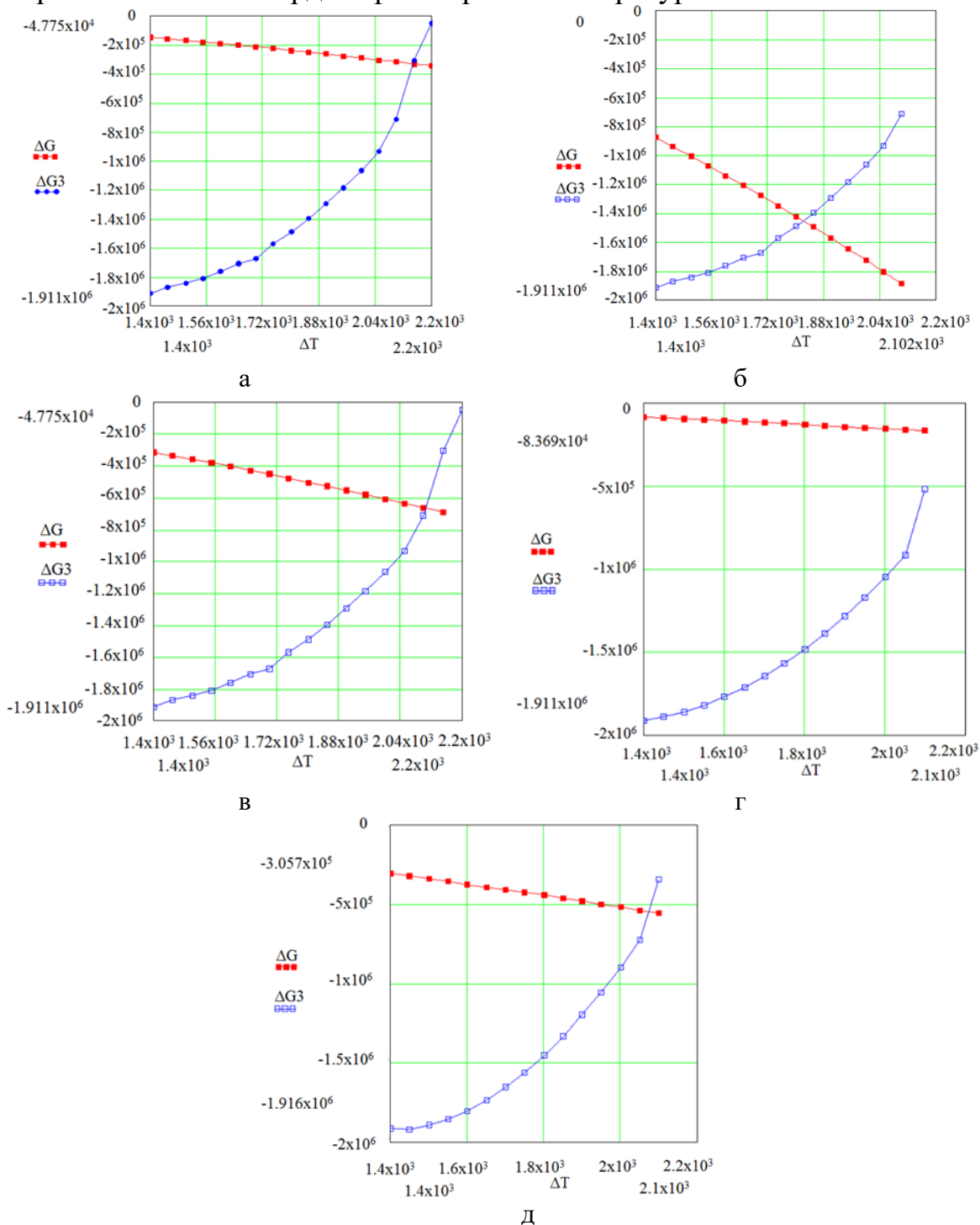


Рисунок 2 – Графики зависимости Энергии Гиббса ( $\Delta G$ ) и энергии смешения твердого раствора ( $\Delta G_3$ ) от температуры ( $\Delta T$ ), рассчитанные для различных фаз: а –  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , б –  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , в –  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , г –  $\text{CoAl}$ , д –  $\text{Ni}_3\text{Ti}$

В результате анализа получившихся графиков сделали вывод о том, что с точки зрения термодинамики процесса кристаллизации и последующего охлаждения наиболее вероятно образование фазы  $Cr_{23}C_6$ .

Спектральный анализ химического состава, проведенного на трех образцах, показал, что содержание массовых долей компонентов в сплаве соответствует требованиям ГОСТ Р 52802-2007. Результаты спектрального анализа приведены в таблице 2.

Таблица 3

Химический состав сплава ВВ751П

Эл-т	Ni	C	Cr	Ti	Al	Mo	Nb	V	Co	W	Mg	Sc	Si	Mn	Fe	S
%, масс.	56,27	0,071	10,38	2,80	4,09	4,51	3,32	0,606	13,97	3,44	0,002	0,002	0,145	0,016	0,119	0,0064

При построении графиков распределения компонентов сплава от координаты на образцах, выявили некоторую неоднородность содержания углерода по длине образцов. Для визуального сравнения также были построены аналогичные графики для ванадия (рисунок 3).

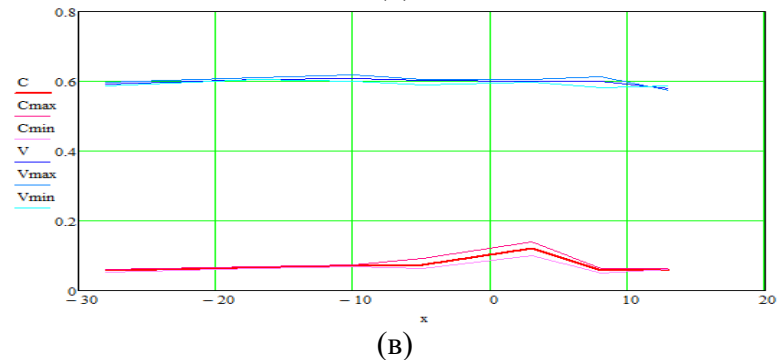
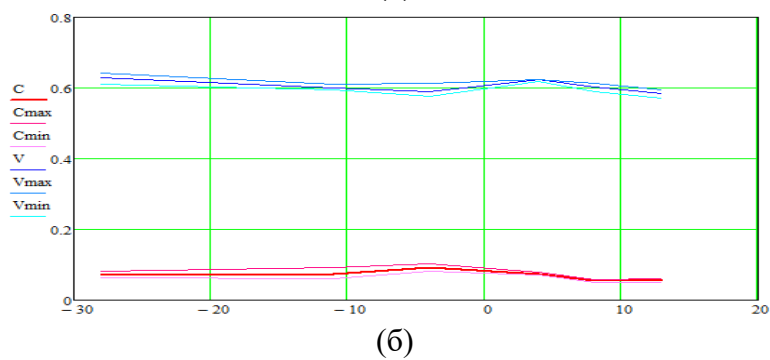
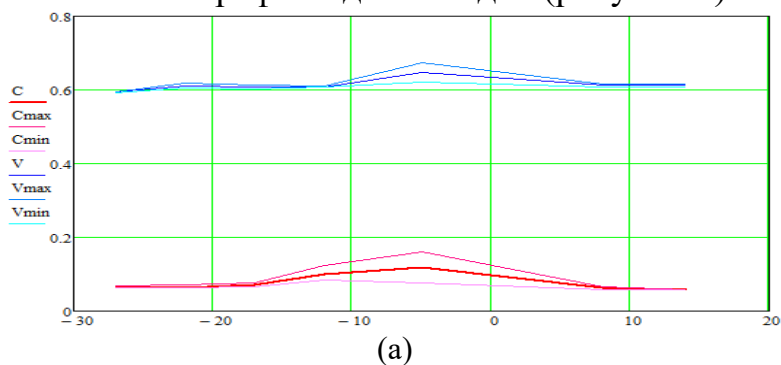


Рисунок 3 – Характер распределения содержания углерода и ванадия в трех образцах из сплава ВВ751П

В результате исследований соединения на оптическом микроскопе было установлено, что зерна основного металла имеют неупорядоченную ГЦК структуру  $\gamma$ -твердого раствора на основе Ni. Раствор упрочнен выделениями  $\gamma'$ -фазы на основе интерметаллида (ИМ)  $Ni_3Al$  (рисунок 4).

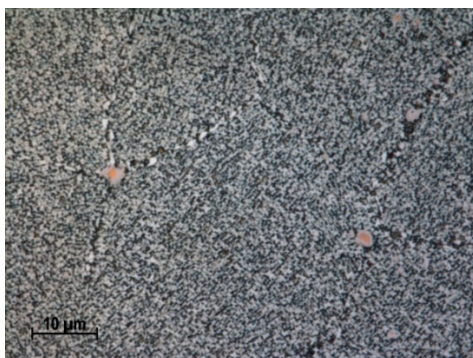


Рисунок 4 – Изображение крупных зерен основного металла с выделениями на границах зерен (увеличение 2400х)

Темные участки зерен – упрочняющая  $\gamma'$ -фазы, дисперсность которой определить затруднительно из-за низкой разрешающей способности оптического микроскопа. Средний размер зерна основного металла составляет около 50-60 мкм.

На рисунке 5 изображен металл ЗТВ, линия сплавления металла шва с частично оплавленными зернами основного металла (а), а также укрупненные зерна металла ЗТВ (б) с трещиной, распространяющейся по границам. Также на границах зерен можно наблюдать единичные включения на стыках зерен и межзеренную и дендритную ликвацию.

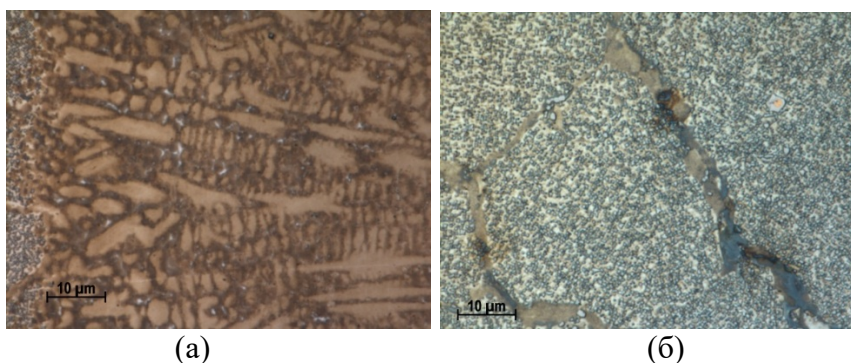


Рисунок 5 – Линия сплавления основного металла и металла шва (увеличение 2400х)

На рисунке 6 изображена область уширения шва сварного соединения при увеличении 500. На рисунке 6(а) видно, что линия сплавления представляет собой область, в которой на частично оплавленных зернах основного металла сформировалась литая дендритная структура металла шва. В данной области наблюдаются горячие трещины), распространяющиеся перпендикулярно области сплавления между зерен основного металла (рисунок 6(б)). Трещина

распространяется по металлу шва, зоне сплавления и ЗТВ. Внутри трещин наблюдаются светлые участки сегрегаций, являющиеся, предположительно, интерметаллидными фазами.

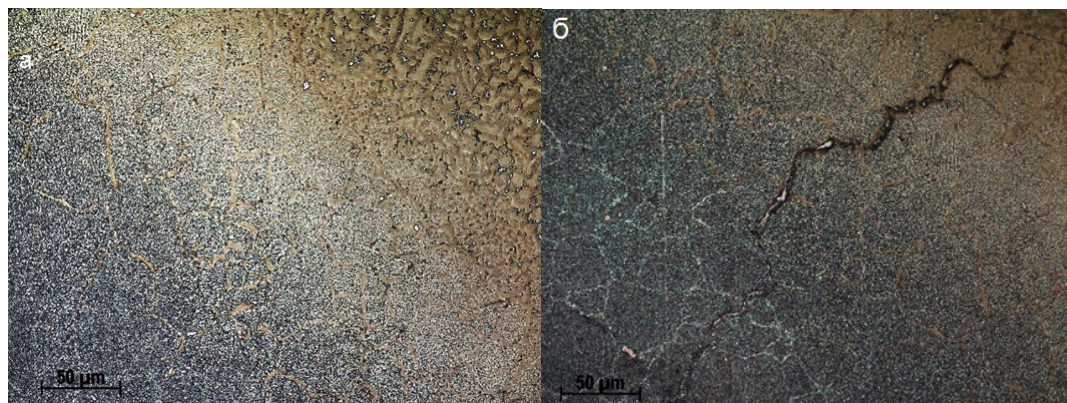


Рисунок 6 – Линия сплавления (а) в области уширения шва и трещина (б), располагающаяся перпендикулярно

В результате исследований, проведенных на электронном микроскопе, были получены карты химического состава основных компонентов сплава ВВ751П для дефекта ЗТВ (рисунок 7, 8).

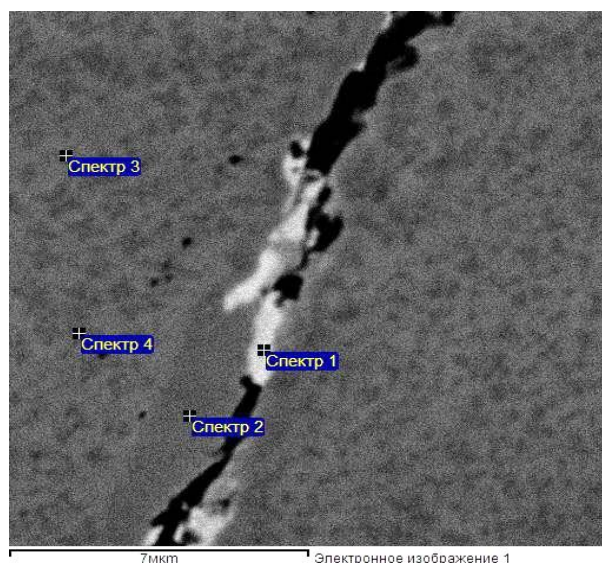


Рисунок 7 – Исследуемая методом СЭМ область сварного соединения

На картах наблюдается локальное превышение содержания в месте дефектов таких элементов, как вольфрам, молибден, ниобий, (рисунок 9). Повышенная концентрация элементов говорит об их ликвации в дефектную область.



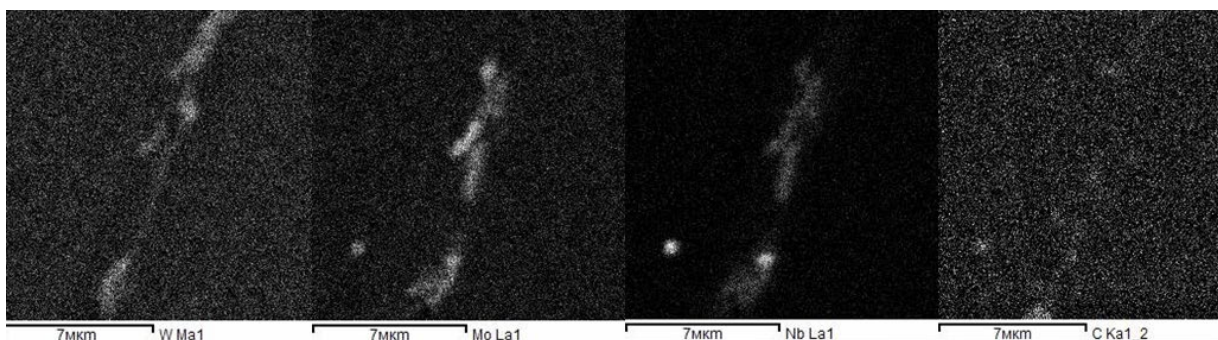


Рисунок 8 – Карты химического состава исследуемой области

Для этой же дефектной области был проведен анализ состава в массовых долях (таблица 3).

**Таблица 3**

Массовые доли химических элементов, полученные в 4-х спектрах

Спектр	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	0,87	1,86	12,07	19,21	33,26	16,58	12,26	3,88
2	3,35	3,05	9,71	15,11	58,93	3,25	4,01	2,60
3	2,89	2,22	11,45	16,40	56,61	2,58	4,46	3,40
4	3,95	2,81	8,25	12,58	63,60	2,76	3,18	2,89

Из таблицы видно, как отличается содержание указанных выше химических элементов в различных точках (спектр 1-4).

Ниобий вводят в состав жаропрочных никелевых сплавов для качества тугоплавкого компонента в составе  $\gamma$ -матрицы, а также служит для образования при высоких температурах мелкодисперсной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы. Молибден же вводят для торможения процессов разупрочнения, поскольку он повышает энергию самодиффузии хрома в сплаве [14].

Известно [14], что вольфрам распределяется в жаропрочных никелевых сплавах по осям дендритов в то время, как молибден и ниобий распределяются по границам увеличившихся в процессе нагрева зерен, что подтверждается изображениями с СЭМ. Мо и Nb неограниченно растворимы и не образуют друг с другом химических соединений. Однако, согласно исследованиям [15, 16] Honeywell и General Electric следует ограничивать содержание молибдена в соотношении к вольфраму  $\frac{Mo}{W} = 0,51 \div 0,56$ , поскольку повышенные содержания молибдена (см. таблица 3) приводит к структурной нестабильности сплава.

Согласно исследованиям [17], избыточное содержание ниобия (более 3%) снижает стойкость жаропрочного никелевого сплава к образованию трещин. Также, ниобий отличается повышенной чувствительностью к основным  $\gamma'$ -образующим компонентам (титан и алюминий). Рекомендуется уравнивать суммарное содержание титана и ниобия добавлением алюминия в том же количестве. Повышенное содержание титана и ниобия с одновременным пониженным

содержанием алюминия в точке 1 (таблица 3) приводит к образованию интерметаллидных  $\delta$ -соединений на основе  $Ni_3(Nb)$  и  $\eta$ -соединений на основе  $Ni_3(Ti)$  [18].

Кроме того, помимо быстрого роста зерен при повышенных температурах, имеет место хрупкость основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы  $Ni_3Al$  в интервале температур 600-800 °С. Легирование бором в сочетании с хромом деформируемых никелевых сплавов уменьшает потерю пластичности сплава. В данном сплаве бор отсутствует.

Таким образом, перечисленные выше аспекты являются причинами образования трещин в сварном соединении из сплава ВВ751П.

### Заключение

Установлено, что на границах зерен в ЗТВ и металле шва образуются фазы с повышенным содержанием вольфрама, молибдена, ниобия.

Данные фазы, наряду со сварочными напряжениями, являются причиной образования трещин в сварном соединении.

### Литература

1. ГОСТ Р 52802–2007 Сплавы никелевые жаропрочные гранулируемые. Марки. – М.: Стандартинформ, 2006. – 10 с.
2. *Гарибов Г.С., Востриков А.В., Гриц Н.М., Федоренко Е.А.* Разработка новых гранулированных жаропрочных сплавов для производства дисков и валов авиационных двигателей // Технология легких сплавов. 2010. № 2. С. 34–49.
3. *D. Gandy & J. Shingledecker* (Electric Power Research Institute), *L. Lherbier & D. Novotnak* (Carpenter Technology Corporation). Порошковая металлургия в производстве энергетической арматуры // Журнал Valve World, 2011 г., С. 61.
4. *Поварова К.Б., Базылева О.А., Дроздов А.А., Казанская Н.К., Морозов А.Е., Самсонова М.А.* Конструкционные жаропрочные сплавы на основе  $Ni_3Al$ : получение, структура и свойства // ВИАМ, 2010 г.
5. Пат. 2368683 RU. Порошковый жаропрочный никелевый сплав / Гарибов Г.С., Востриков А.В., Гриц Н.М. и др. Опубл. 27.09.2009.
6. Пат. 2453398 RU. Способ получения изделия из сплава типа ВВ751П с высокой прочностью и жаропрочностью / Гарибов Г.С., Востриков А.В., Гриц Н.М. и др. Опубл. 20.06.2012.
7. *Поварова К.П., Базылева О.А., Дроздов А.А., Казанская Н.К. и др.* Конструкционные жаропрочные сплавы на основе  $Ni_3Al$ : получение, структура и свойства // ВИАМ, Ноябрь 2010 г.
8. *Ageev S.V., Hershov V.L.* Hot isostatic pressing of metallic powders. М.: Издательство: ООО «Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением» (issn: 0234-8241). № 9. 2015. С. 10-14.
9. *Goncharov A.L., Chulkova A.V., Sliva A.P., Marchenkov A.Y.* Investigation of strength characteristics of heat-resistant nickel alloy VV751P welded joints obtained by electron-beam welding // Journal of Physics: Conference Series. 22.11.2018.
10. *Любавский К.В., Пашукайтис Ф.И.* Некоторые особенности сварки аустенитных сталей // Сварочное производство. 1955. №9. С. 1-7.
11. *Cordea J.N., Kammer P.A., Martin D.C.* Causes fissuring in nickel-base and stainless steel alloy weld metals // Welding Journal. 1964. Vol. 43. №1. P.481-491.
12. *Н.С. Кудряшева.* Физическая химия, учебное пособие // Красноярский государственный университет, 2007 г.
13. *И.А. Семиохин.* Конспект лекций по физической химии // Изд-во МГУ, 2001 г.
14. *Е.В. Милонин, В.В. Наумник, С.В.Гайдук.* Система легирования жаропрочного никелевого сплава для силовых агрегатов наземных установок // VII Международная конференция. Новые материалы и технологии в машиностроении – 2015.

15. *M. Howard, B.C. Raymond, B. Prabir*. Pat. 6468368, United States, IC C22C1/04. High strength powder metallurgy nickel-base alloy // Honeywell International - №09/528833. 22.10.2002

16. *K.R. Bain, D.P. Mourer, R. Didomizio*. Pat. 0303666, United States, IC C22C30/00, C22C19/05. Nickel-base superalloys and components formed thereof // General Electric Company – №12/474651. 02.12.2010.

17. *J. Guedou, P. Caron, I. Augustins-Lecallier*. Development of a New Fatigue and Creep Resistant PM Nickel-Base Superalloy for Disk Applications // Superalloys-2008, TMS 2008. P. 21-30.

18. *Д.В. Данилов*. Разработка высокожаропрочного никелевого сплава с повышенной коррозионной стойкостью в условиях воздействия морской солевой среды для монокристаллических лопаток ГТУ // Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. Рыбинск, 2015.

## **Research of metal texture after friction stir welding**

V.E. Gozbenko<sup>1,2</sup>, A.E. Balanovsky<sup>3</sup>, S.K. Kargapol'tsev<sup>2</sup>,  
Yu.I. Karlina<sup>3</sup>, A.I. Karlina<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Angarsk State Technical University, 60 Chaykovskoy Street, Angarsk, 668535, Russia

<sup>2</sup> Irkutsk State Transport University, 15 Chernyshevsky Street, Irkutsk, 664074, Russia

<sup>3</sup> Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontov Street, Irkutsk, 664074, Russia

E-mail: [fuco.64@mail.ru](mailto:fuco.64@mail.ru)

**Abstract.** The results of studies of the structure of an aluminum alloy by the method of backscattered electron diffraction (EBSD) are presented, which allows one to determine misorientation angles between grains, present data in the form of an array of angles and sizes, direct and inverse pole figures and many other types of useful information, as well as identify boundaries and sub-boundaries grains. It has been shown that friction stir welding is a process with a predominance of shear, the observed shear texture can indicate the local orientation of the material flow during welding. The three-dimensional material flow detected by these texture orientations shows important changes, especially on the advancing side of the weld.

### **1. Introduction**

In the process of studying the structure and properties of structural materials, we can arbitrarily distinguish two fundamentally different material science methods for describing the microstructure of polycrystals. One of them consists in describing the morphology of crystallites, measuring their characteristic sizes, etc. These research methods can conditionally be called "metallographic". Such experiments, as a rule, are carried out using optical, scanning, and, less commonly, transmission electron microscopy. The purpose of another method is to study the crystal lattice: its primary orientation (texture), internal stresses, etc.; studies are usually carried out using x-ray diffractometry and the methods used can conditionally be called "radiographic". These two ways of integral description of the microstructure for a relatively long time existed in parallel, and with their help significant progress was achieved in studying the evolution of the structure under thermal or mechanical action. Until recently, the tasks of studying texture orientation were solved by almost one single method - using transmission electron microscopy (TEM). A fundamentally new way of studying the microstructure by analyzing the patterns of diffraction of backscattered electrons (EBSD analysis) made it possible to measure its qualitatively new characteristic — disorientation of neighboring crystallites. The method developed in recent years for the automatic analysis of backscattered electron diffraction patterns (EBSD analysis) is also to study the spatial distribution of orientations. In this sense, he is a competitor to TEM. The EBSD method is increasingly used to study the microstructure of crystalline materials after various technological methods of

exposure: heat treatment, welding, surfacing, pressure treatment, surface plastic deformation, etc.

Friction stir welding (FSW) is a solid-state bonding process that uses a rotating, non-consumable tool [1,2]. On the one hand, the tool serves as a source of heating of the surrounding material, on the other hand, it mixes the plastic material during rotation and forms a weld. Due to the peculiarities of the process and material flow during FSW, the weld is asymmetric with various zones clearly distinguishable under an optical microscope: mixing zone (MZ), thermomechanical influence zone (ZTMI), heat influence zone (HIZ) and base material zone (ZBM) [3]. During friction welding with stirring, a rotating tool deforms the surrounding material mainly due to shear, so the resulting shear strain texture stored in the weld metal can serve as an indicator for the flow of material that occurred around the tool during welding. Texture is a measure of the distribution of the orientation of the crystals in the material and may indicate the type, magnitude and orientation of the deformation. The shear deformation created by the rotating tool is oriented parallel to the surface of the tool and, thus, forms concentric stripes behind the tool, which taper from the top of the weld to the base while reducing the influence of the shoulder and reducing the cross of the tool. From numerous foreign and domestic publications, it is known that finely dispersed grains are formed in the center of the weld (core), the formation of which, according to some researchers [2,3], is the result of dynamic recrystallization [4], collective dynamic polygonization [5], or dynamic return [6]. Taking into account the specifics of the friction stir welding process, it is of practical interest to study the microstructure by analyzing backscattered electron diffraction patterns (EBSD analysis) of crystallite misorientation in the weld zone.

## **2. Materials and research methods**

For research, we selected an industrial thermally not hardenable wrought aluminum – magnesium alloy AMg5 (foreign analog – alloy 5083) in the form of rolled plates with a thickness of 5.0 mm. A friction stir welding seam was obtained at a tool rotation speed of 1400 rpm and a welding speed of 100 mm min<sup>-1</sup>. The tool geometry used for this weld consisted of a cylindrical pin with a thread and three planes, as well as a rotation arm design. Optical microscopy of a mechanically polished weld was performed in cross section, etched with Keller reagent (2 ml of HF, 3 ml of HCl and 5 ml of HNO<sub>3</sub> in 190 ml of water) to reveal the structure of the weld and grains. Electron microscopic studies of the aluminum surface were carried out on the basis of Irkutsk National Research State Technical University using a JIB-4501 JEOL scanning electron microscope with a multipath system equipped with a JIB-4501 electron and ion gun, complete with a nitrogen-free energy dispersive microanalysis system. The analysis of the results of reflected electron diffraction (EBSD analysis) was carried out using the software package for EBSD data processing Channel 5

developed by Oxford Instruments. For these purposes, the studied samples additionally passed the stage of electro polishing. The size of the scanning area for various samples was an area of 100 to 620  $\mu\text{m}$  in size, and the scanning step was from 0.1 to  $\mu\text{m}$ . The grain was taken to be a region surrounded by high-angle boundaries, i.e. the value of the limiting angle was set to  $15^\circ$ .

### **3. Research results and discussion**

The alloy structure in the delivery state consisted of grains partially deformed in the rolling direction, while the elongation of the grains is more pronounced for plates of smaller thickness. The average grain size was  $(25 \pm 3)$   $\mu\text{m}$ .

Figure 1 shows a panoramic survey of the weld, consisting of the area of the core of the weld (1) the mixing zone (MZ), the zone of thermomechanical influence (ZTMI) of region 2,3. In region 3, it is clearly seen that the deformation during the friction stir welding proceeds nonuniformly. This allows you to evaluate the degree of deformation for comparing technological modes and, in particular, to evaluate the geometry of the tool. In Fig. 1, in region 3, regions are observed with layers of the deformable material shifting relative to each other during welding. In work [7], the adhesive-diffusion nature of the friction stir welding process was shown, when during welding, due to the adhesive-diffusion forces, the material is captured by the tool and moved behind it. In the process of rotation of the tool, the thickness of the layer of the captured material grows to a certain critical mass, after which the material comes off the tool and the process repeats. Thus, a layered “onion” structure of the mixing zone of the welded joint is formed. These layers of material move relative to each other, and in places of their contact a local temperature increase due to friction forces is possible. Figure 1 illustrates the bands (region 3) along which the material layers moved during deformation and particles of stable secondary phases deposited on these bands under the action of high temperature.

The mechanism of the formation of a layered structure, as well as during sliding friction, is closely related to the temperature gradient in the surface layer of the deformable material and can be considered on the basis of ideas about the vortex nature of plastic flow. It was shown in [7] that such structures are formed during sliding friction as a result of competition between two processes – softening during frictional heating and hardening caused by plastic deformation. A feature of this process is its periodic nature. It is obvious that the heated and plastically deformed weld material was not significantly deformed and any observed deformation texture should reflect the mode, magnitude and orientation of the initial deformation created by the lateral surface of the tool pin. It should be noted that the results of metallographic structural analysis showed that during welding of plates of the AMg5 alloy in the core of the weld (Fig. 1, region 1), a fine-grained structure with the same grain size was formed.

To some extent, the grain boundaries were decorated with precipitates of solid particles (oxides).

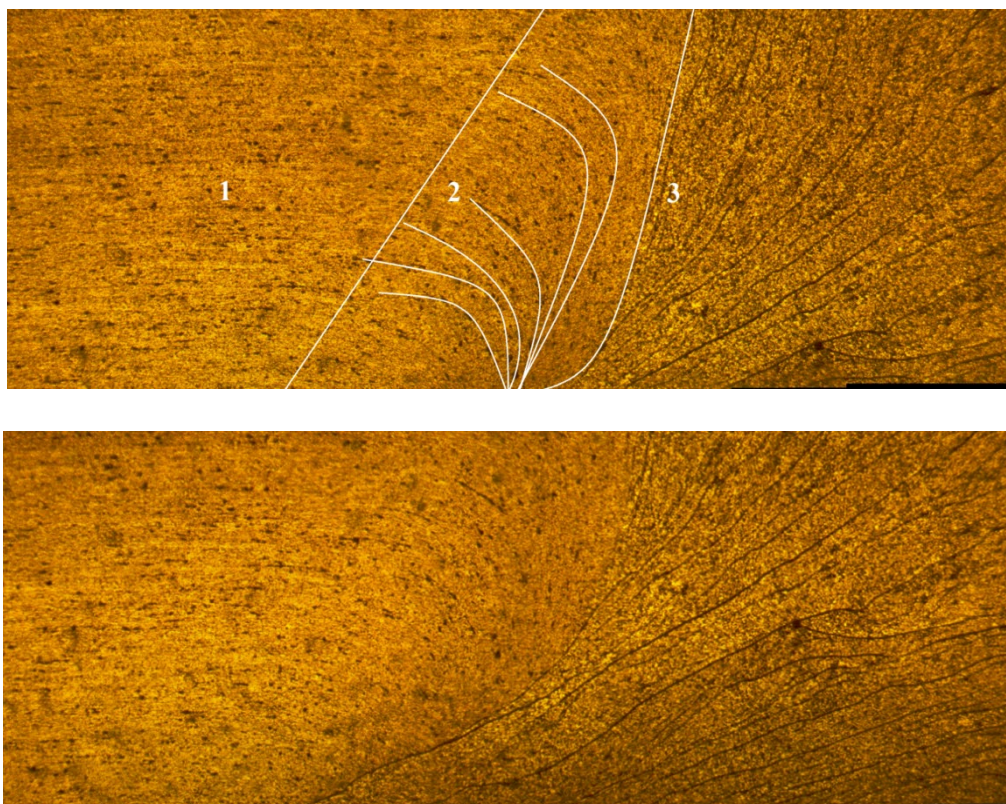


Figure 1 – Panoramic shot of the cross section of the weld of the alloy AMG-5

A detailed analysis of the weld cross section in this regard was carried out by electron backscattering diffraction (EBSD). Scanning a  $300 * 600 \mu\text{m}$  plot is shown in Figure 2.

It should be noted that the study of the processes of texture formation cannot be carried out separately from the analysis of the general change in the structure of the material with appropriate thermomechanical processing. So, the formation of deformation textures depends on the mechanism of plastic deformation. Certain information can be obtained by analyzing the distribution of the preferred orientations of the material in Fig. 2. For visualization of orientations of structural elements (grains), orientation maps were constructed. Such maps can be built both in the space of Euler angles and inverse pole figures Fig. 2, b. In Euler space, each point in the scanning area is assigned a specific orientation, characterized by three Euler angles, which give an unambiguous position of the unit cell in space. An alternative to the space of Euler angles is the space of inverse pole figures. In this space, each scanning point is assigned Miller indices (Fig. 2, c.), which also give an unambiguous position of the unit cell in space. At the vertices of the triangle are Miller indices (111), (101), (001). Thus, if the point (and subsequently the whole grain) on the surface of the studied material has an orientation of (111), then it is colored blue; if (001), then

- in red; if (101), then in green. In the case when the point has a different orientation from the data, it is painted in the color corresponding to the legend. Figure 2 shows orientation maps for the samples under study. Figure 2a shows a contrasting image of the grain structure. An analysis of the data presented shows how uniformly the orientations in the material under study are distributed. At first glance, a chaotic distribution of grain orientation is characteristic. At the same time, after friction stir welding, regions of grain orientations of Fig. 2a and grain boundaries that gravitate toward orientation (101), which are colored green (Fig. 2, c.). This fact is easy to explain: in bcc metals, the main slip plane is (101); therefore, the observed increase in the area of green areas on orientation maps is deformational. For more reliable discussions about the deformation mechanisms in terms of “orientations”, it is necessary to conduct a comprehensive analysis of orientational maps and pole figures (both direct and inverse). As follows from the results of Fig. 2, the average grain size decreased by 4-5 times compared with the initial grain structure of the alloy. The formation of such a structure can be explained by the intense thermomechanical action during friction of a rotating tool and the implementation of dynamic recrystallization under these conditions. It should be noted that there is no consensus among researchers on this issue. One of the important evidences of the dynamic recrystallization process is the determination of the misorientation angle of the formed grain boundaries, which gives a reliable idea of what type of these boundaries are - large-angle or small-angle. It is generally accepted that the high-angle boundaries characteristic of recrystallized grains includes those whose disorientation angle exceeds  $15^\circ$ . The backscattered electron diffraction (EBSD) method allows one to determine orientation angles with an accuracy of  $\sim 2^\circ$ . According to the data obtained, the average grain size in this zone (core) of the weld was  $4.3 \mu\text{m}$ , which is in good agreement with the above results of optical metallography. From Fig. 2, d (highlighted in black) it follows that the fraction of boundaries with small misorientation angles (small-angle boundaries) amounted to about 1 % of the total number of boundaries, which allows us to conclude that this structure is formed mainly by equiaxed grains with high-angle boundaries (Fig. 2, g red color). The average grain size correlates well with the data obtained by optical microscopy in this zone of the weld. A distinctive feature of the plastic deformation of metals is that the deformation begins only when the external stress in the crystal reaches a critical shear stress or yield strength in the plane and in the direction in which it occurs, which corresponds to the law of critical shear stress (Schmid's law ) At the same time, out of all possible equal systems of directions and sliding planes, the first system to start functioning is the one in which the external voltage component reaches its maximum value first. With certain orientations of the crystal, the shift can begin simultaneously in several slip systems. The backscattered electron diffraction method (EBSD) allows one to realize the possibility of constructing microstress distribution maps on the



surface of the test sample. Such maps are constructed as follows: the program measures the maximum disorientation between two arbitrary points within the same grain. Then, using the mathematical “weighting” procedure, each point is assigned a specific weight value according to the maximum misorientation measured in the previous step. Then, in automatic mode, builds a smoothed map of the distribution of microstresses according to the average grain size of the structure of the studied material. Figure 3 shows the results of constructing orientation maps of structural elements (grains) over an area of  $50 * 50 \mu\text{m}$ . The first picture shows the orientation of the grains along the (111) plane in color, it is painted in blue; (001) - in red; (101) green. Blue color and its combinations have a large area, and the slip plane (101) green color has a smaller area. In the second picture, special twinning borders are plotted. The third picture shows microstresses in the area of grain boundaries. The maximum microstresses are fixed in fine grains.

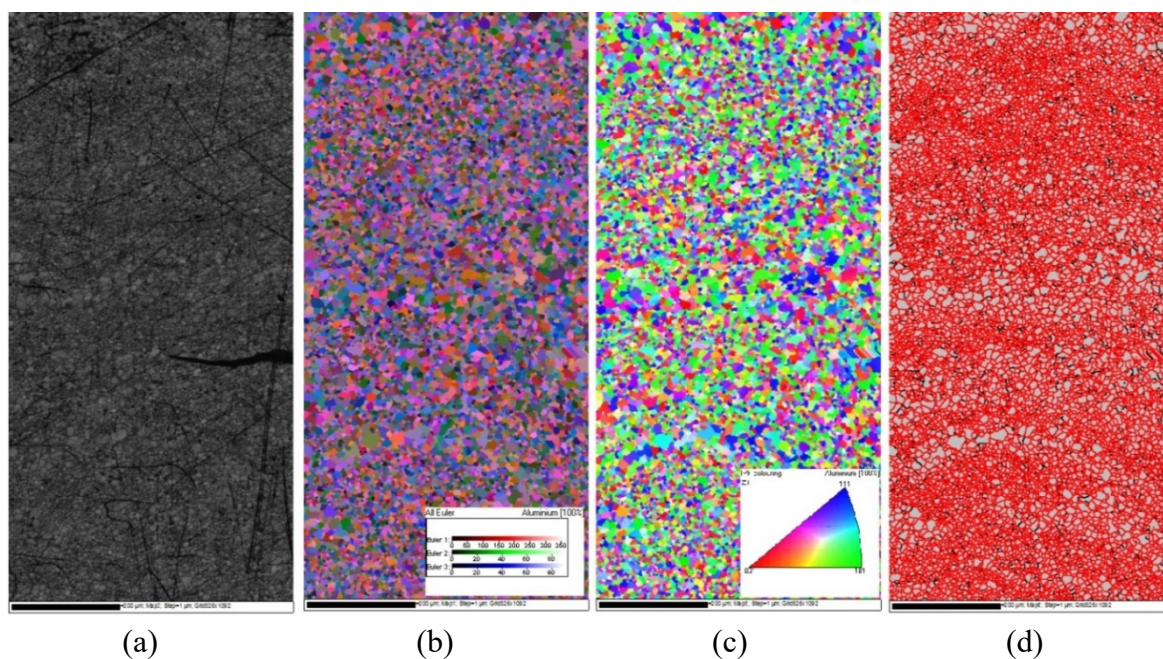


Figure 2 – Results of studying the grain structure of the AMG-5 alloy by electron backscattering diffraction (EBSD)

It should be noted that at present, with the traditional method of aluminum welding [8,9], the mechanism of releasing the weld from the oxide film is not yet fully understood. The role of cathode spots is constantly being reviewed. Many authors base their hypotheses on the basis of evaporation and cathodic cleaning mechanisms. In this regard, in friction stir welding, the role of the oxide film in the structure of the weld and the mechanism for its removal are not taken into account at all. It is quite obvious that at a metal temperature during the friction welding with stirring of  $0.8 T_m$ , the oxide film is not removed, but mixed (moved) with the weld metal. This should affect the mechanical properties of the weld.

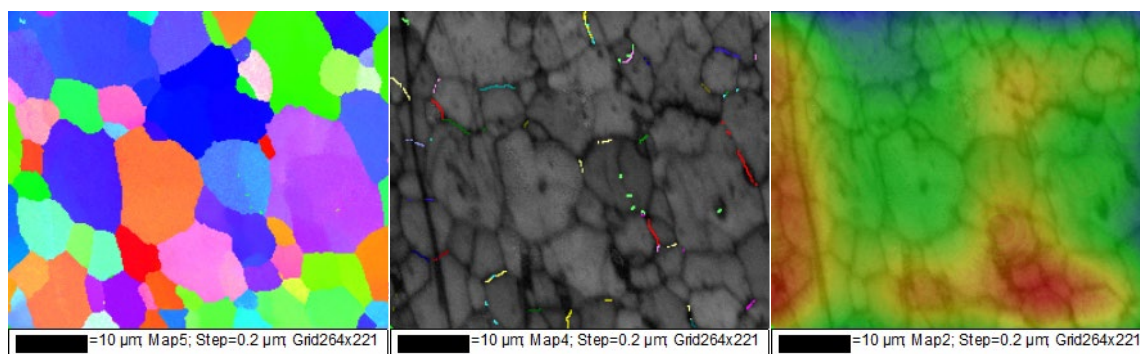


Figure 3 – The results of the study of the grain structure of AMG-5 alloy by electron backscattering diffraction (EBSD)

In this regard, we must take this factor into account when welding, but for this it is necessary to find in microstructural studies the areas where this film is concentrated (located). Under certain conditions of sample preparation by electron backscattering diffraction (EBSD), it is possible to study such areas.

#### 4. Conclusion

In conclusion, the following should be noted: the electron backscattering diffraction method (EBSD) can be used to study aluminum alloys and give a complete overview of the structure features at the micro level, and in combination with texture analysis, it allows you to establish the physical mechanisms of structure formation during deformation. At present, a huge number of approaches have been developed to the task of attesting the structural state of deformed materials, however, the choice of various tools affects the results obtained by the researcher. Therefore, important is the correspondence of the task posed by the researcher and the means for its solution.

#### References

1. Thomas W M, Nicholas E D, Needham J C 1991 Pat. Appl. no. 9125978.8 GB Friction stir butt welding – International patent application No. PCT/GB92/002203GB
2. Frolov V A, Ivanyukhin A N, Sabantsev A N 2008 *Welding production* **10** pp 12-19
3. Kotlyshev R R, Chularis A A, Ludmirsky Yu G 2010 *Welding and diagnostics* **4** pp 31-35
4. Fonda R W, Knipling K, Bingert F 2007 *Scripta Materiala* Vol. 58 pp 343-348
5. Frolov V A, Konkevich V Yu, Predko P Yu, Belotserkovets V V 2013 *Welding production* **3** pp 21-26
6. Dobatkin S V, Zakharov V V, Perevezentsev V N 2010 *Technology of light alloys* **1** pp 74-84
7. Rubtsov V E, Kolubaev A V 2004 *Letters in ZhTF* Vol. 74 **11** pp 63-69
8. Balanovskii A E 2018 *High Temperature* **56(1)** 3-13
9. Balanovskii A E 2018 *High Temperature* **56(3)** 329-337

## Контроль механических свойств разнородных сварных соединений сталей разных структурных классов

Матюнин В.М., Гончаров А.Л., Марченков А.Ю., Жгут Д.А.,  
Абусейф Н., Бободжанов А.

НИУ «МЭИ», Москва, Россия  
[art-marchenkov@yandex.ru](mailto:art-marchenkov@yandex.ru)

**Аннотация.** Исследованы механические свойства разнородного стыкового сварного соединения стали 20 со сталью 12Х18Н10Т, выполненного электронно-лучевой сваркой (ЭЛС). Предложена методика выявления распределения механических свойств в поперечном сечении исследуемого соединения царапанием индентором. Показано, что методика позволяет выявлять все характерные зоны сварного соединения, при этом отличается высокой производительностью и может быть использована в качестве способа экспресс-контроля качества разнородных сварных соединений с высоким градиентом механических свойств на этапе отработки технологии сварки, а также для контроля готовой продукции.

**Ключевые слова:** индентирование, механические свойства, сварное соединение, электронно-лучевая сварка, контроль, царапание.

### Введение

Разнородные сварные соединения сталей разных структурных классов находят широкое применение в энергетике, в том числе на тепловых и атомных электростанциях при изготовлении элементов энергетического оборудования и трубопроводов [1, 2]. Получение таких сварных соединений целесообразно с точки зрения экономии дорогостоящих материалов, снижения массогабаритных характеристик оборудования и повышения эффективности его эксплуатации. Вместе с тем, в таких сварных соединениях, вследствие различия химического состава и физико-химических свойств свариваемых материалов, могут формироваться переходные зоны с высокими градиентами механических свойств, которые оказывают влияние на эксплуатационные свойства соединений [3]. Напряжено-деформированное состояние металла переходных зон весьма сложное, в связи с чем такие сварные соединения требуют обязательного контроля механических свойств.

Наиболее распространённым способом исследования механических свойств сварных соединений является испытание образцов на растяжение. Этот метод позволяет с высокой точностью получить информацию об основных механических характеристиках сварного соединения. Однако, метод имеет и недостатки, основным из которых является высокая трудоёмкость изготовления образцов. Кроме того, при испытании образцов, вырезанных из сварного соединения в поперечном относительно шва направлении, можно определить только прочность

самого слабого места соединения, которую принимают за прочность всего сварного соединения. Однако при этом становится невозможным определить механические свойства других локальных зон сварного соединения и получить распределение механических свойств по его сечению.

В НИУ «МЭИ» развиты методы исследования механических свойств материалов и сварных соединений, основанные на индентировании [4]. Наиболее эффективными для контроля сварных соединений являются методы кинетического индентирования, основанные на вдавливании или царапании металла индентором с регистрацией диаграмм деформирования. Применение кинетического индентирования в качестве метода экспресс-контроля механических свойств сварных соединений на этапе отработки технологии сварки существенно сокращает трудоемкость и повышает производительность процесса контроля и сварочной операции в целом.

В настоящей работе исследовано стыковое сварное соединение сталей 20 и 12Х18Н10Т толщиной 20 мм, полученное на кафедре Технологии металлов НИУ «МЭИ» с помощью ЭЛС. Исследуемое соединение характеризуется высокой степенью неоднородности механических свойств и микроструктуры [5]. В таких сварных соединениях при их длительном пребывании при высоких температурах формируются диффузионные прослойки, существенно отличающиеся по механическим свойствам от свариваемых материалов (рис. 1). Так, в околошовной зоне со стороны стали перлитного класса формируется мягкая обезуглероженная ферритная прослойка; при этом в зоне сварного шва, прилегающей к стали перлитного класса, формируется узкая карбидная прослойка, характеризующаяся высокими значениями твердости.

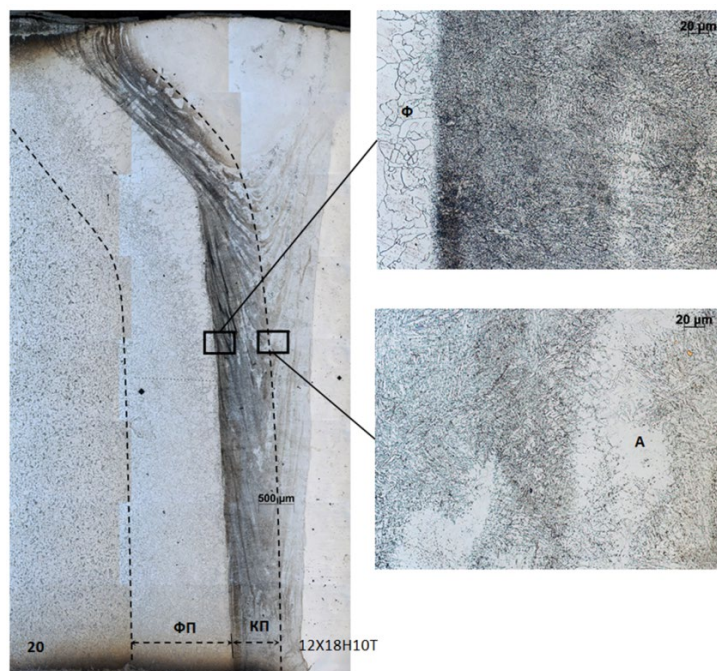


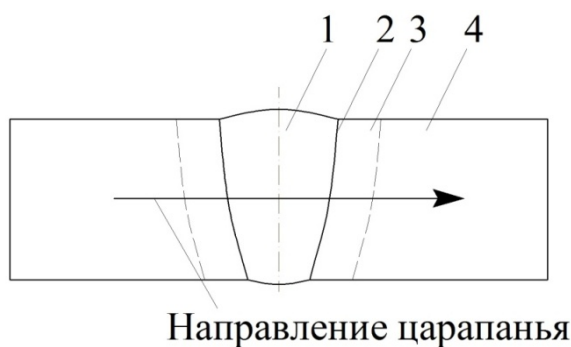
Рисунок 1 – Макро (а) и микроструктура (б, в) исследуемого разнородного сварного соединения стали 20 со сталью 12Х18Н10Т, полученного ЭЛС: ФП – ферритная прослойка; КП – карбидная прослойка; Ф – феррит; А – аустенит

В связи с тем, что протяженность диффузионных прослоек в поперечном направлении весьма мала (не более сотен микрон), для выявления распределения механических свойств по сечению сварного соединения предлагается применять метод царапания индентором, который позволяет получать непрерывное распределение механических характеристик по сечению сварного соединения, включая металл шва, линии сплавления, зону термического влияния и основной металл [4, 6, 7].

### Методика проведения исследований

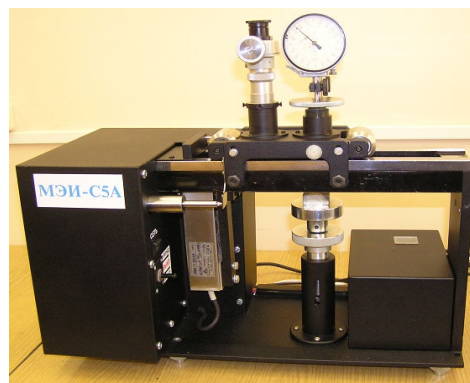
Для исследования разнородного сварного соединения стали 20 со сталью 12Х18Н10Т применяли автоматизированный метод испытаний царапанием с регистрацией диаграммы деформирования, разработанный в МЭИ [4]. Сущность метода заключается во внедрении в испытуемый материал индентора на заданную постоянную глубину  $t$  под нагрузкой  $P$  и в дальнейшем его перемещении вдоль поверхности образца. При этом происходит непрерывная регистрация диаграммы царапания в координатах «усилие царапания  $P_{ц}$  – длина царапины  $L_{ц}$ » [4, 6].

Царапание исследуемого в работе разнородного сварного соединения проводили на предварительно подготовленных поперечных микрошлифах ребром четырёхгранной пирамиды Виккерса в поперечном относительно шва направлении (рис. 2а). Глубины царапания составляли  $t = 20, 30$  и  $40$  мкм. Испытания проводили на приборе-склерометре МЭИ-С5А (рис. 2б).



Направление царапания

а



б

Рисунок 2 – Схема нанесения царапины на поперечном микрошлифе сварного соединения (а) и прибор-склерометр МЭИ-С5А (б): 1 – металл шва; 2 – линия сплавления; 3 – зона термического влияния; 4 – основной металл

По результатам испытаний определяли твердость при царапании  $HGV$  металла в различных зонах сварного соединения с использованием формулы

$$HGV = \frac{P_u}{F_{бок}} \approx 0.076 \frac{P_u}{t^2}, \quad (1)$$

где  $F_{бок}$  – площадь боковой контактной поверхности пирамиды.

Для оценки адекватности результатов, полученных царапанием, на этом же микрошлифе было проведено выявление распределения микротвёрдости на микротвердомере Buehler MicroMet 5124. Нагрузка вдавливания составляла 50 Г (0,05 кГ), расстояние между центрами отпечатков – 100 мкм. В зонах с высокими градиентами механических свойств шаг уменьшали до 50 мкм. Всего в поперечном сечении было получено более 80 отпечатков.

### Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

Результаты выявления распределения микротвердости  $HV0.05$  с обозначением зон сварного соединения показаны на рисунке 3.

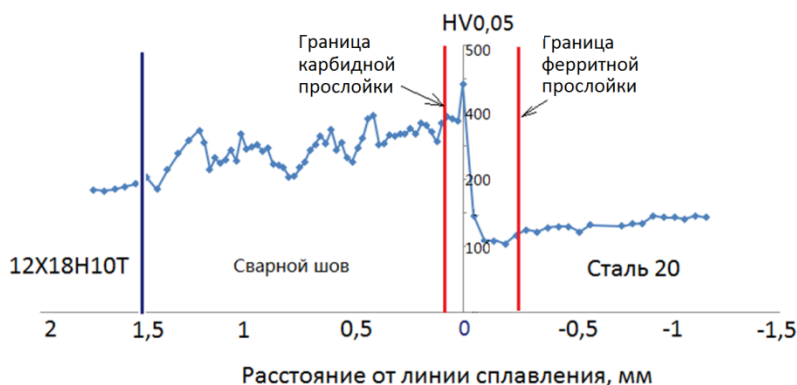


Рисунок 3 – Распределение микротвердости  $HV0.05$  по сечению сварного соединения стали 20 со сталью 12X18H10T, полученного ЭЛС

Из распределения  $HV0.05$  видно, что сварное соединение неоднородно по механическим свойствам – микротвердость стали 20 составляет 120...150 кгс/мм<sup>2</sup>; ферритной прослойки – 110...120 кгс/мм<sup>2</sup>; карбидной прослойки – 380...440 кгс/мм<sup>2</sup>; сварного шва – 200...350 кгс/мм<sup>2</sup>; стали 12Х18Н10Т – 180...200 кгс/мм<sup>2</sup>.

Затем сварные соединения испытывали царапанием ребром четырехгранной пирамиды Виккерса. Диаграмма царапания исследуемого сварного соединения для глубины  $t = 30$  мкм показана на рисунке 4.

На диаграмме царапания выявляются все характерные зоны сварного соединения – основной металл (стали 20 и 12Х18Н10Т), шов, карбидная и обезуглероженная (ферритная) прослойки. Для каждой из зон сварного соединения в отдельных точках (поз. 1...5 на рис. 4) определили средние значения твердости при царапании  $HGV$  (таблица 1) и сопоставили их со средними значениями микротвердости  $HV0.05$ , рассчитанными ранее.

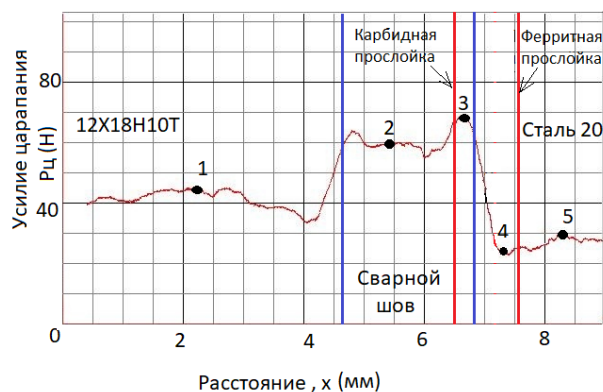


Рисунок 4 – Диаграмма царапания сварного соединения стали 20 со сталью 12Х18Н10Т, полученного ЭЛС (глубина царапания  $t = 30$  мкм)

**Таблица 1**

Значения микротвердости  $HV0,05$  и твердости при царапании  $HGV$  зон разнородного сварного соединения стали 20 со сталью 12Х18Н10Т, полученного ЭЛС (глубина царапания  $t = 30$  мкм)

Характеристика	Зоны сварного соединения				
	Точка 1 (сталь 12Х18Н10Т)	Точка 2 (сварной шов)	Точка 3 (карбидная прослойка)	Точка 4 (ферритная прослойка)	Точка 5 (сталь 20)
Микротвердость $HV0,05$ , кг/мм <sup>2</sup>	185	280	390	110	135
Твердость при царапании $HGV$ , кг/мм <sup>2</sup>	280	506	582	213	253

При испытаниях царапанием металл доводится до разрушения, что требует создания большего значения напряжения, чем для пластического

деформирования металла без разрушения при измерении микротвердости. В этой связи значения твердости при царапании  $HGV$  для каждой из зон сварного соединения выше соответствующего значения микротвердости  $HV0.05$ .

После этого были проведены испытания царапанием с разной глубиной царапания  $t$  для установления значений глубины царапания, обеспечивающих наилучшее выявление узких прослоек в исследуемых сварных соединениях. Ниже представлены диаграммы царапания при разных глубинах  $t$  (рис. 5). По результатам испытаний были рассчитаны значения твердости в характерных зонах сварного соединения для каждой глубины царапины  $t$  (таблица 2).

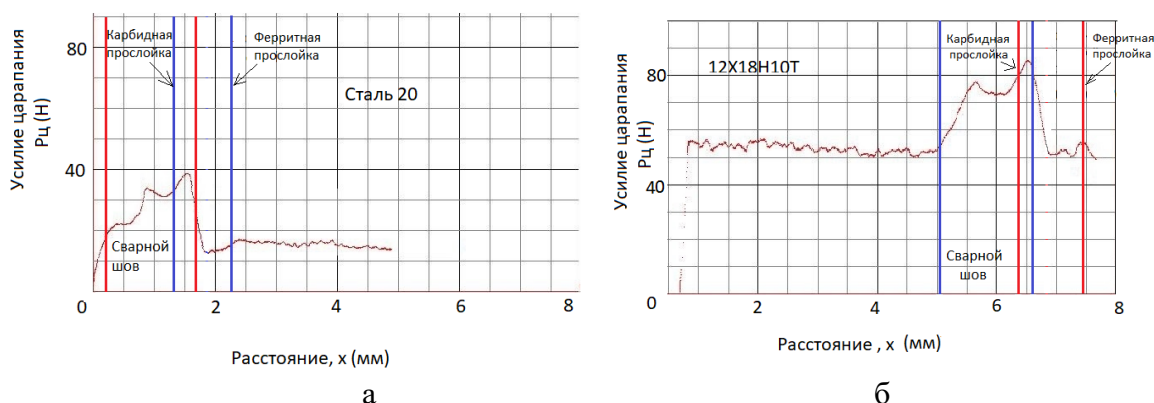


Рисунок 5 – Диаграммы царапания разнородного сварного соединения стали 20 со сталью 12X18H10T, полученного ЭЛС: а –  $t = 20$  мкм, б –  $t = 40$  мкм

**Таблица 2**

Результаты исследования твердости при царапании разнородного сварного соединения стали 20 со сталью 12X18H10T при разных глубинах царапания

$t$ , мкм	Сталь 12X18H10T	Сварной шов	Карбидная прослойка	Ферритная прослойка	Сталь 20
40	237	332	409	203	205
30	280	506	582	213	253
20	295	570	722	246	286

При уменьшении глубины царапания повышается вероятность обнаружения узких прослоек в сварном соединении – из диаграмм видно, что при  $t = 40$  мкм (см. рис. 5б) зона ферритной обезуглероженной прослойки, обладающая минимальной твердостью и прочностью, неразличима, тогда как при  $t = 30$  мкм (см. рис. 4) и особенно при  $t = 20$  мкм (см. рис. 5а) эта зона проявляется наиболее отчетливо. Из представленных в таблице 2 результатов видно, что при царапании проявляется масштабный эффект, который заключается в увеличении значений твердости  $HGV$  с уменьшением глубины царапины за счет



многократного уменьшения деформируемого объема металла. Проявление масштабного эффекта при определении характеристик твердости и прочности было установлено ранее авторами работы на однородных материалах [8].

В целом, из представленных в работе результатов экспериментальных исследований можно сделать следующие выводы.

– Метод царапания индентором при постоянной глубине царапания может быть использован для выявления распределения механических свойств разнородных сварных соединений сталей 20 и 12Х18Н10Т. Метод позволяет выявить все характерные зоны сварного соединения, включая весьма узкие диффузионные прослойки, и определить значения твердости при царапании в каждой из этих зон.

– Есть качественная и количественная аналогия в характере распределения значений твердости в поперечном сечении сварных соединений при микроиндентировании и при испытаниях царапанием индентором.

– Для наиболее подробного выявления распределения механических свойств по сечению сварного соединения необходимо проводить царапание с малыми глубинами царапин.

### **Благодарности**

*Работа выполнена в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» за счет гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук (соглашение № 075-15-2019-333 (МК-2162.2019.8)).*

### **Заключение**

Для разнородных сварных соединений стали 20 со сталью 12Х18Н10Т экспериментально опробована методика контроля механических свойств царапанием индентором при постоянной глубине царапания. В отличие от разрывных испытаний поперечных образцов растяжением, при которых можно достоверно оценить только механические свойства наиболее слабого участка сварного соединения, испытания царапанием позволяют получить непрерывное распределение характеристик твердости металла по сечению соединения. Применение метода царапания для экспресс-контроля исследуемых сварных соединений позволяет сократить временные затраты и трудозатраты процедуры контроля механических свойств на этапе отработки технологии сварки.

### **Литература**

1. *Петров Г.Л.* Неоднородность металла сварных соединений [Текст] / Г.Л. Петров. – Л.: Судпромгиз, 1963. – 206 с.

2. *Рябов В.Р.* Сварка разнородных металлов и сплавов [Текст] / В.Р. Рябов. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с.
3. *Готальский Ю.Н.* Сварка разнородных сталей [Текст] / Ю.Н. Готальский. – К.: Техника, 1981. – 183 с.
4. *Матюнин В.М.* Индентирование в диагностике механических свойств материалов [Текст] / В.М. Матюнин – М.: Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.
5. *Матюнин В.М.* Применение склерометрии для оценки механических свойств локальных зон сварных соединений [Текст] / В.М. Матюнин, П.В. Волков, А.Н. Демидов, М.А. Проходцов, А.А. Дубов. // Сварочное производство. 2011. №1. С. 32-34.
6. *Драгунов В.К.* Создание сварных комбинированных конструкций в энергетике. Часть 1: физические процессы при сварке разнородных металлов: учебное пособие [Текст] / В.К. Драгунов, А.Л. Гончаров, Е.В. Терентьев, А.Ю. Марченков. – М.: Вече, 2015. – 176 с.
7. *Матюнин В.М.* Применение метода царапания для экспресс-контроля механических свойств сварных соединений [Текст] / В.М. Матюнин, А.Ю. Марченков, П.В. Волков, Е.В. Терентьев // Сборник материалов и докладов международной конференции «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии» – М.: МЭИ, 2015. С. 233-245.
8. *Марченков, А.Ю.* Масштабный эффект при испытаниях царапанием материалов с разным деформируемым объемом [Текст] / А.Ю. Марченков, Е.В. Терентьев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017. Т. 83. № 9. С. 66-69.

## Оперативная оценка хладостойкости металла локальных зон сварных соединений

Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Каримбеков М.А., Демидов А.Н., Волков П.В., Абусейф Н., Гераськин Е.И., Жгут Д.А.

НИУ «МЭИ»

[art-marchenkov@yandex.ru](mailto:art-marchenkov@yandex.ru)

**Аннотация.** Проведены низкотемпературные испытания основного металла и металла шва сварных соединений кинетическим индентированием с регистрацией диаграмм вдавливания. Исследовано влияние охлаждения металла на диаграммы вдавливания и твердость по Бринеллю, определяемую по невосстановленной глубине отпечатка. Для нескольких марок конструкционных сталей проведены испытания образцов на ударную вязкость при постепенном понижении температуры с выявлением порога хладноломкости и определением критической температуры хрупкости. Для ускоренной оценки хладостойкости металла предлагается параметр  $\gamma$ , равный отношению твердости при заданной пониженной температуре к твердости при комнатной температуре. Установлена связь параметра  $\gamma$  с температурным коэффициентом твердости, входящим в показатель степени низкотемпературной зависимости твердости. Для нескольких марок углеродистых и легированных сталей установлена связь параметра  $\gamma$  с критической температурой хрупкости  $T_{0,4}$ , определенной по критериальному значению ударной вязкости  $KCV = 0,4$  МДж/м<sup>2</sup>. Для сварных соединений, полученных электронно-лучевой сваркой и ручной дуговой сваркой, определены значения  $T_{0,4}$  по параметру  $\gamma$  в различных локальных зонах, включая основной металл, зону термического влияния, металл шва. Построены графики распределения критической температуры хрупкости  $T_{0,4}$  и выявлены ее верхние значения, по которым можно установить допускаемую пониженную температуру эксплуатации сварных соединений.

**Ключевые слова:** сварное соединение, хладостойкость, критическая температура хрупкости, твердость, кинетическое индентирование.

### Введение

Хладостойкость является одним из служебных свойств металла, позволяющим установить возможность эксплуатации изделий из этого металла при пониженных температурах. Количественная оценка уровня хладостойкости выполняется по критической температуре хрупкости, при которой происходит переход металла из вязкого состояния в хрупкое. Существуют различные методики определения критической температуры хрупкости по допускаемым значениям выбранной механической характеристики или количества вязкой составляющей в изломе образца. Различают также первую критическую температуру хрупкости в области перехода от вязкого к квазихрупкому состоянию и вторую критическую температуру хрупкости в области хрупкого состояния, начиная с которого

справедливо применение критериев линейной механики разрушения. В интервале между этими температурами в качестве критериальных принимают деформационные и энергетические характеристики материала [1]. В [2] автор оперирует понятием температуры нулевой пластичности, при которой характеристика пластичности металла, например, относительное сужение образца, приближается к нулю. Эту температуру можно отождествить со второй критической температурой хрупкости.

Для реализации этих методик определения критической температуры хрупкости металла необходимо изготовление и испытание серии образцов при динамическом или статическом нагружении с постепенным снижением температуры. Чаще всего для определения критической температуры хрупкости металла изготавливают серию образцов с надрезом и испытывают их на ударный изгиб с расчетом ударной вязкости. По температурной зависимости ударной вязкости выявляют порог хладноломкости стали, по которому оценивают критическую температуру хрупкости, используя критериальное значение ударной вязкости. Для типичных сварных соединений применение изложенной методики проблематично из-за недостатка металла, необходимого для изготовления серии стандартных образцов. Более того, при неизбежных различиях структуры и механических свойств локальных зон сварного соединения (зона термического влияния, линия сплавления, металл шва и основной металл) задача определения критической температуры хрупкости металла в каждой зоне изложенным способом практически не выполнима. Вместе с тем, исследования хладостойкости металла сварных соединений, предназначенных для эксплуатации в условиях Крайнего Севера и Сибири, являются весьма актуальными [3, 4]. Научно-практический интерес представляет распределение критической температуры хрупкости по всему сварному соединению, что дало бы возможность определить верхнее значение этой температуры и получить более обоснованный вывод о возможности эксплуатации изделий в условиях пониженных температур.

В [5] была предложена методика МЭИ по определению температуры нулевой пластичности  $T_{НП}$  металла по низкотемпературному изменению значений твердости на пределе текучести и твердости на пределе прочности, определяемых при вдавливании сферического индентора. При снижении температуры испытания эти характеристики твердости монотонно возрастают и постепенно приближаются друг к другу по своим значениям. Точка пересечения линий низкотемпературного изменения этих двух характеристик твердости соответствует температуре  $T_{НП}$ . Между  $T_{НП}$  и критической температурой хрупкости  $T_{К0}$  была выявлена приближенная связь для нескольких марок углеродистых сталей и легированных сталей перлитного класса [6]. Температура  $T_{К0}$  выбиралась как более высокая из двух критических

температур: температуры  $T_{0,4}$ , полученной по критериальному значению ударной вязкости  $KCV = 0,4$  МДж/м<sup>2</sup> и температуры  $T_{50}$ , определенной по доле волокнистого строения излома образца, равной 50%.

Следует отметить, что несмотря на возможность определения  $T_{нп}$  и  $T_{к0}$  низкотемпературным индентированием в различных зонах сварного соединения, изложенная методика трудоемка и требует специальных приборов и технических устройств для определения твердости на пределе текучести и твердости на пределе прочности с измерением диаметров остаточных отпечатков с помощью микроскопа, полученных при пониженных температурах. Эта задача упрощается, если использовать кинетическое индентирование с регистрацией диаграмм вдавливания в координатах «нагрузка  $F$  – перемещение индентора  $\alpha$ ».

В настоящей работе разработана экспресс-методика оперативной оценки кинетическим индентированием критической температуры хрупкости локальных зон сварных соединений, а также предложены информативные параметры хладостойкости, по которым можно установить допускаемую пониженную температуру эксплуатации изделия в условиях низких климатических температур.

### **Методика проведения исследований**

При проведении экспериментальных исследований использовалась методика определения твердости по Бринеллю кинетическим индентированием сферическим индентором, разработанная в МЭИ [7]. Согласно этой методике, при однократной регистрации диаграммы « $F - \alpha$ » с ветвями нагружения и разгрузки возможно определение твердости на пределе текучести и твердости на пределе прочности в автоматизированном режиме без измерения геометрических параметров отпечатков оптическими средствами. Ветвь нагружения кинетической диаграммы вдавливания « $F - \alpha$ » может быть преобразована в диаграмму «невосстановленная твердость по Бринеллю  $HB_t$  – относительная невосстановленная глубина отпечатка  $t/R$ » [7]. Для многих конструкционных материалов твердость  $HB_t$ , определенная под нагрузкой, регламентируемой для определения твердости по Бринеллю  $HB$  в зависимости от диаметра индентора (ГОСТ 9012-59), равна или близка к максимальной твердости  $(HB_t)_B$ . Поэтому низкотемпературное изменение твердости  $HB_t$  целесообразно исследовать при постоянной заданной нагрузке вдавливания для соответствующего диаметра индентора.

Такие исследования были выполнены в настоящей работе на углеродистых сталях марок 10 и 45 при изменении температуры испытания от 293K (20°C) до 193 K (-80°C) с шагом 10...20°C. Индентирование выполнялось с использованием универсальной машины Instron 5982, снабженной специальной камерой, в которой испытываемый

металл охлаждался парами азота. Точность поддержания указанной низкой температуры составляла  $\pm 1^\circ\text{C}$ , скорость деформирования в режиме сжатия составляла 0,5 мм/мин. В качестве индентора использовался высокотвердый шарик диаметром  $D = 2,5$  мм (радиусом  $R = 1,25$  мм), изготовленный из карбида вольфрама. Согласно ГОСТ 9012-59, нагрузка вдавливания составляла 1839 Н (187,5 кГ).

Установлено, что в исследуемом интервале температур изменение твердости  $HB_i$  можно достаточно точно описать степенным уравнением:

$$HB_i = AT^{-b}, \quad (1)$$

где  $A$  и  $b$  – коэффициенты, характерные для данного материала.

При более глубоком охлаждении металла, например, до температуры жидкого азота 77 К ( $-196^\circ\text{C}$ ), температурную зависимость твердости целесообразно выражать следующим уравнением [8]:

$$HB = HB_{20} + B \cdot \exp(-\beta T), \quad (2)$$

где  $HB_{20}$  – твердость по Бринеллю, определенная при комнатной температуре;  $B$  и  $\beta$  – постоянные коэффициенты для данного материала.

Параметры  $b$  и  $\beta$ , входящие в уравнения (1) и (2), являются температурными коэффициентами твердости, которые характеризуют хладостойкость металла. Более того, как было показано в работе Кривоносой Е.А. [8], температурный коэффициент твердости  $\beta$  коррелирует с критической температурой хрупкости низкоуглеродистых сталей. При этом не было указано на тип ударного образца и критериальное значение ударной вязкости, по которому оценивалась критическая температура хрупкости.

В связи с этим, в настоящей работе были проведены поисковые исследования для установления взаимосвязи между характеристиками хладостойкости, определяемыми при испытаниях на ударный изгиб, и характеристиками, определяемыми кинетическим индентированием. Для этого были подготовлены серии образцов с острым надрезом для определения ударной вязкости  $KCV$  при понижении температуры для некоторых марок углеродистых и легированных сталей. Испытания выполнялись на автоматизированном маятниковом копре Instron MPX-450, снабженном охлаждающей камерой, с регистрацией диаграммы динамического изгиба образца. Температура испытания понижалась с шагом 10 градусов от комнатной температуры  $T_K = 293$  К ( $20^\circ\text{C}$ ) до  $T = 223$  К ( $-70^\circ\text{C}$ ). Выбор такого диапазона температур испытания объяснялся реально возможным климатическим понижением температуры, при котором могут эксплуатироваться машины и конструкции в условиях Сибири и Севера. По результатам испытаний были получены температурные зависимости ударной вязкости  $KCV$  с выявлением порога хладноломкости и определением критической

температуры хрупкости  $T_{0,4}$  по критериальному значению ударной вязкости  $KCV = 0,4$  МДж/м<sup>2</sup>.

Кроме того, на микрошлифах из этих же сталей были получены диаграммы вдавливания « $F - \alpha$ » при  $T_K = 293$  К (20°C) и  $T = 223$  К (-70°C), определены значения твердости  $(HB_t)_{T_K}$  и  $(HB_t)_T$  и температурного коэффициента твердости  $b$ . Формула для расчета коэффициента  $b$  получена из уравнения (1)

$$b = \frac{\ln[(HB_t)_T / (HB_t)_{T_K}]}{\ln(T_K / T)}. \quad (3)$$

В заданном интервале температур  $T_K - T$  коэффициент  $b$  однозначно связан с отношением  $(HB_t)_T / (HB_t)_{T_K}$ . Если это отношение обозначить через  $\gamma$ , то, с учетом (3), получим

$$b = \frac{\ln \gamma}{\ln(T / T_K)}; \quad \gamma = \exp[b \cdot \ln(T_K / T)]. \quad (4)$$

### Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

Первоначально для исследования влияния охлаждения на кинетические диаграммы вдавливания в координатах « $F - \alpha$ » и « $HB_t - t/R$ » были испытаны индентированием сталь 10 и сталь 45 в интервале температур  $T = 293$  К (20°C)...193 К (-80°C). На рис. 1а представлены кинетические диаграммы вдавливания « $F - \alpha$ », а на рис. 1б – диаграммы « $HB_t - t/R$ » для стали 45 при двух крайних температурах: 293 К (20°C) и 193 К (-80°C). Такие же диаграммы были получены и при других пониженных температурах в указанном температурном интервале. Это дало возможность изучить влияние охлаждения на вид диаграмм вдавливания и на характеристики твердости, определенные по ним.

Как видно из рис. 1а, при низкой температуре линия нагружения диаграммы « $F - \alpha$ » идет более круто, а полное и восстановленное значения  $\alpha$  при максимальной нагрузке вдавливания – уменьшаются. Эти изменения отражаются и на диаграмме « $HB_t - t/R$ » (рис. 1б). При низкой температуре эта диаграмма идет выше, а выход линии диаграммы на максимальное значение  $(HB_t)_B$  происходит при меньшей относительной глубине невосстановленного отпечатка  $(t/R)_B$ . При этом значение  $(HB_t)_B$  существенно повышается.

Эти эксперименты дали возможность получить низкотемпературные зависимости для сталей 10 и 45 (рис. 2) и убедиться в правильности формул (1) – (3).

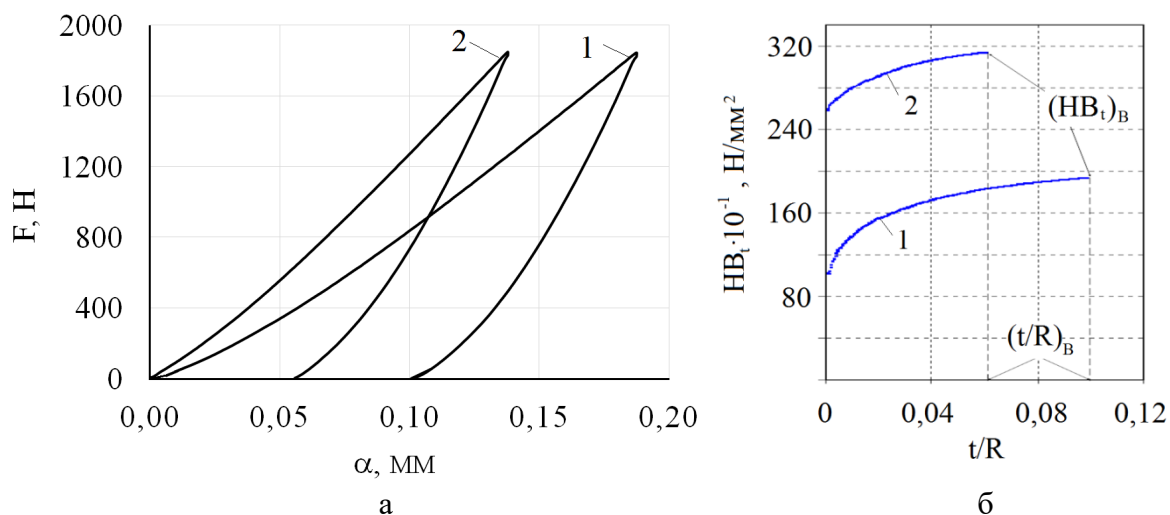


Рисунок 1 – Кинетические диаграммы вдавливания « $F - \alpha$ » (а) и « $HB_t - t/R$ » (б) для стали 45, полученные сферическим индентором  $D = 2,5$  мм, при 293 К (20°C) (1) и 193 К (-80°C) (2)

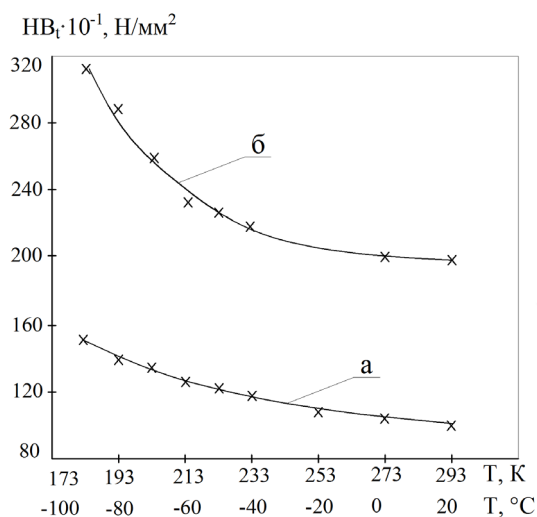


Рисунок 2 – Изменение твердости  $HB_t$  стали 10 (а) и стали 45 (б) при охлаждении

Испытания на ударный изгиб при постепенном понижении температуры были выполнены на углеродистых сталях, а также на некоторых легированных сталях. По результатам ударных испытаний серии образцов (не менее 10 штук для каждой стали) были получены низкотемпературные зависимости ударной вязкости с выявлением порога хладноломкости и определением критической температуры хрупкости  $T_{0,4}$ . На рис. 3 приведены такие зависимости для стали 10 и стали 12Х2МФА. Точки пересечения штриховой горизонтальной линии на уровне критериального значения  $KCV = 0,4$  МДж/м<sup>2</sup>, соответствуют критической температуре хрупкости  $T_{0,4}$ .



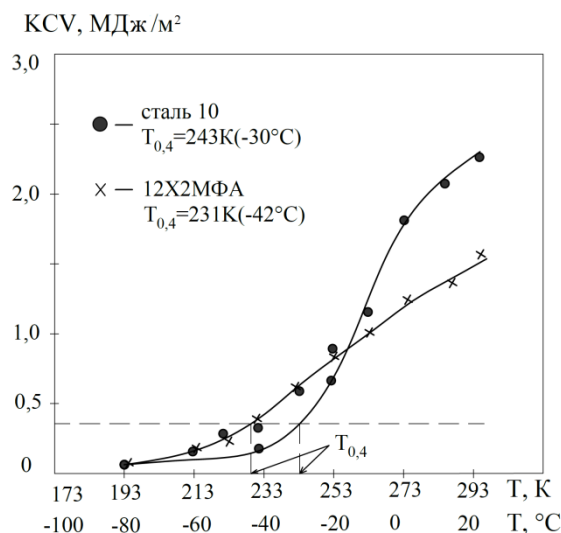


Рисунок 3 – Изменение ударной вязкости KCV стали 10 и стали 12X2MFA при охлаждении

Затем для всех сталей, испытанных на ударный изгиб, были зарегистрированы диаграммы « $F - \alpha$ » при 293 К (20°C) и 203 К (-70°C) и определены значения параметра  $\gamma$  при этих температурах. Между критической температурой хрупкости  $T_{0.4}$  и параметром хладостойкости  $\gamma$  была выявлена корреляционная связь (рис. 4).

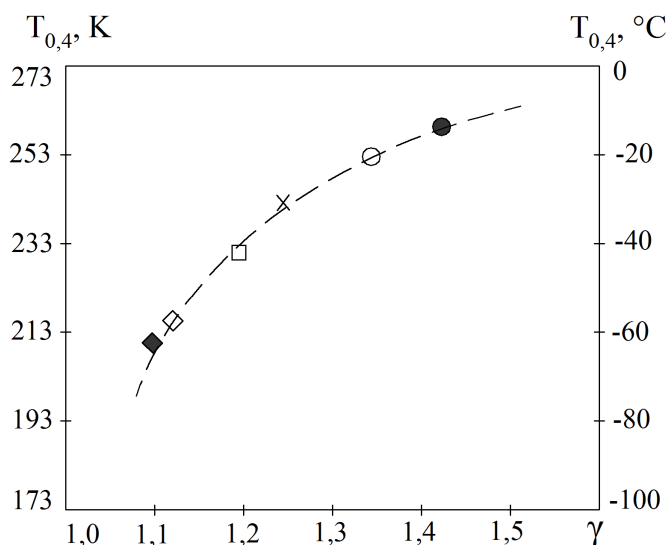


Рисунок 4 – Связь критической температуры хрупкости  $T_{0.4}$  с параметром хладостойкости  $\gamma$  для сталей разных марок: ● – Ст0; ○ – ВСт3сп; × - сталь 10; □ – 12X2MFA; ◇ -15X1M1Ф; ◆ - 09Г2С

Таким образом, сравнительно легко определяемый параметр  $\gamma$  является не только параметром хладостойкости материала, но и позволяет количественно оценить критическую температуру хрупкости при охлаждении до заданной температуры. Однако, следует отметить, что для

уточнения установленной связи  $T_{0,4}$  с  $\gamma$  при охлаждении материала до  $-70^{\circ}\text{C}$  требуются дополнительные трудоемкие и материалоемкие эксперименты на сталях других классов и марок. Но, вместе с тем, параметр  $\gamma$  уже позволяет расположить в ряд контролируемые материалы по хладостойкости.

После установления взаимосвязи между характеристиками хладостойкости, определяемыми кинетическим индентированием и испытаниями на ударный изгиб, были проведены эксперименты по определению характеристик хладостойкости локальных зон сварных соединений по предложенной в работе методике. Эксперименты по определению твердости  $HV_t$ , параметра хладостойкости  $\gamma$  и критической температуры хрупкости  $T_{0,4}$  выполнялись на шлифах сварных соединений, полученных электронно-лучевой сваркой (ЭЛС) и ручной дуговой сваркой (РДС). На каждом шлифе в намеченных точках вдоль линии, охватывающей основной металл, зону термического влияния и металл шва, было зарегистрировано по 7-8 кинетических диаграмм вдавливания « $F - \alpha$ » при  $T = 293\text{ K}$  ( $20^{\circ}\text{C}$ ), а затем при  $T = 203\text{ K}$  ( $-70^{\circ}\text{C}$ ). Полученные результаты дали возможность построить графики распределения  $T_{0,4}$  в различных локальных зонах каждого сварного соединения.

На рис. 5а представлен график распределения  $T_{0,4}$  в различных локальных зонах сварного соединения из стали 38Х2Н2МА, полученного ЭЛС, а на рис. 5б – график для сварного соединения из стали 18Х11МНФБ, полученного РДС с аустенитным швом.

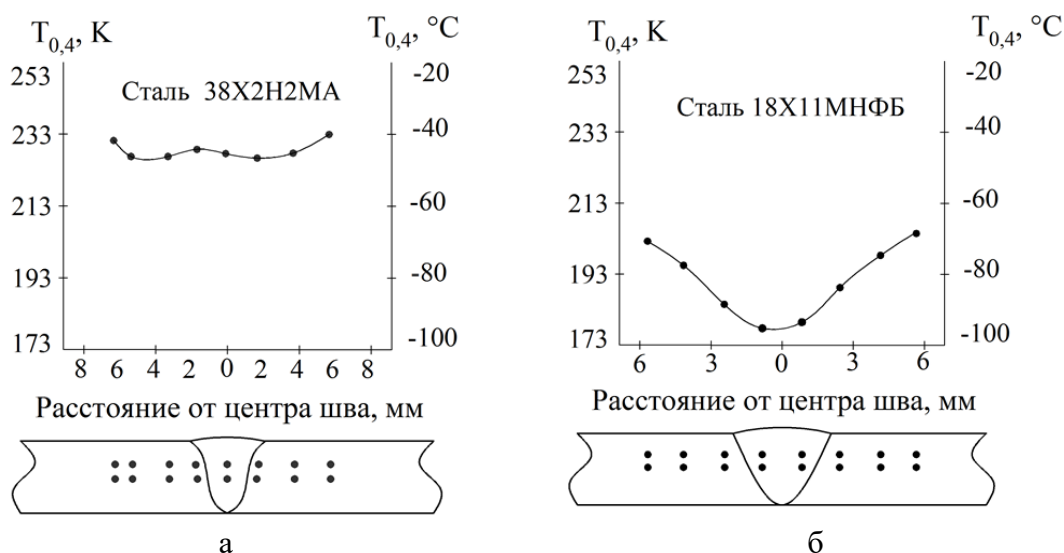


Рисунок 5 – Распределение критической температуры хрупкости  $T_{0,4}$  в локальных зонах сварных соединений, полученных ЭЛС (а) и РДС (б)

Анализ рисунков 5а и 5б показывает, что сварное соединение, полученное РДС, более хладостойкое, чем сварное соединение, полученное ЭЛС. Это объясняется благоприятным влиянием аустенитной

структуры в указанном сварном шве. Вместе с тем, распределение  $T_{0,4}$  для сварного соединения, полученного ЭЛС, более равномерное.

По графикам, аналогичным графикам рисунка 5, можно выявить наиболее неблагоприятную по хладостойкости локальную зону для каждого сварного соединения и оценить её критическую температуру хрупкости. Это дает возможность более обоснованно рекомендовать температуру эксплуатации изделий со сварными соединениями в условиях низких климатических температур.

### **Заключение**

Обоснована и продемонстрирована возможность оперативной оценки кинетическим индентированием критической температуры хрупкости локальных зон сварных соединений, включая основной металл, зону термического влияния, металл шва. Критическую температуру хрупкости металла  $T_{0,4}$ , определенную по критериальному значению ударной вязкости  $KCV = 0,4$  МДж/м<sup>2</sup>, можно оценивать по предложенному параметру хладостойкости  $\gamma$ , равному отношению твердости при заданной пониженной температуре к твердости при комнатной температуре. Чем больше параметр  $\gamma$ , тем выше  $T_{0,4}$  и ниже хладостойкость металла. Построение графиков распределения  $T_{0,4}$  в различных локальных зонах сварного соединения позволяет выявить верхнее значение  $T_{0,4}$ , по которому можно установить допускаемую пониженную температуру эксплуатации изделия в условиях низких климатических температур.

### **Литература**

1. Махутов Н.А. Методы определения критических температур хрупкости для материалов и элементов конструкций [Текст] / Н.А. Махутов // Заводская лаборатория. 1981. №9. С.78-81.
2. Копельман Л.А. Сопротивление сварных узлов хрупкому разрушению: [Текст] / Л.А. Копельман. – Ленинград: Машиностроение, 1978. – 232 с.
3. Ефименко Н.Г. Хладостойкость металла сварных швов, микролегированных РЗМ, на низколегированных сталях [Текст] / Н.Г. Ефименко, С.Н. Барташ, П.А. Ситников // Сварочное производство. 2018. №11. С. 16-19.
4. Тарновский А.И. Численная оценка вязкости разрушений конструкционных сталей [Текст] / А.И. Тарновский, А.Б. Геллер // Сварочное производство. 2018. № 2. С. 13-19.
5. Матюнин В.М. Твердость и хладостойкость стали [Текст] / В.М. Матюнин, П.В. Волков, П.Н. Юдин, А.В. Поручиков // Заводская лаборатория. 1988. №10. С. 53-56.
6. Матюнин В.М. Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов: монография [Текст] / В.М. Матюнин. – М.: Издательский дом МЭИ, 2006. – 141 с.
7. Матюнин В.М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов: монография [Текст] / В.М. Матюнин. – М.: Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.
8. Кривоносова Е.А. Влияние состава покрытия на качество металла сварного шва и технологические свойства электрода: автореф. дис. канд. наук: 05.03.06 [Текст] / Кривоносова Екатерина Александровна; Пермский гос. техн. ун-т. – Екатеринбург, 1997. – 18 с.

Научное электронное издание

ТРЕТЬЯ  
МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ  
«ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА  
И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

Материалы конференции

***Ответственность за оригинальность статей и достоверность сведений в публикациях  
несут авторы***

Редакторы: Родякина Р.В., Чепурин М. В.

---

Формат: А4

---

Оригинал-макет подготовлен на кафедре технологии металлов  
при участии Издательства МЭИ

111250, г. Москва, ул. Красноказарменная, д.14

Интернет сайт: <http://ebw2019.mpei.ru>

E-mail: [Ebw2019@mail.ru](mailto:Ebw2019@mail.ru)

Минимальные системные требования:

Наличие программного обеспечения Adobe Reader 9 или выше

ОС: Windows XP/Vista/Seven/8/10



# ПРОГРЕСС

НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

# ТЕТА

ПРОИЗВОДСТВО СВАРОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ  
ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ, АРГОНОДУГОВОЙ И  
КОНТАКТНОЙ СВАРКИ

ПРОИЗВОДСТВО ОБОРУДОВАНИЯ  
ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ



ЖУРНАЛ «СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО»

НОВЫЕ СПОСОБЫ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ  
ФОРМИРОВАНИЯ ШВА ПРИ ЭЛС



ТЕХНОЛОГИИ  
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ  
СВАРКИ  
И ДИАГНОСТИКА МАТЕРИАЛОВ



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

# МОИ