

VI

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
"ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА
И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ"
г. Томск, 24-28 ноября 2025

СБОРНИК
МАТЕРИАЛОВ И
ДОКЛАДОВ

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

“ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА
И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ”
VI МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

Сборник материалов и докладов

Научное электронное издание

Москва 2026

ББК 30.61
УДК 621.7
Э45

Печатается по решению оргкомитета
конференции

Подготовлено на кафедре технологии
металлов НИУ «МЭИ»

Научное электронное издание

Э45 “Электронно-лучевая сварка и смежные технологии” VI международная конференция
[Электронный ресурс]: Сборник материалов и докладов конференции// Томск, 24-28 ноября 2025
года.– М.: Издательство МЭИ, 2026. – 304 с. – Режим доступа: <http://ebw.mpei.ru> – Загл. с экрана

Под редакцией:

– В. К. Драгунов – д.т.н., проф. кафедры технологии металлов НИУ «МЭИ», председателя
оргкомитета конференции.

ISBN 978-5-7046-3398-3

Ответственные за верстку и оформление: Чепурин М. В. – секретарь конференции.

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

В первом разделе отражены вопросы получения бездефектных сварных соединений и
физическим процессам при электронно-лучевой сварке.

Во втором разделе рассмотрены технологии электронно-лучевого аддитивного
формирования.

В третьем разделе представлены материалы по разработке оборудования для
электронно-лучевой сварки: электронно-лучевые комплексы и энергоблоки, электронно-
лучевые пушки, приборы управления, устройства слежения.

Четвертый раздел посвящен вопросам сварочного материаловедения, контролю,
диагностике и определению механических характеристик сварных швов.

Доклады печатаются после проведения рецензирования, в авторской редакции.

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

УДК 621.7
ББК 30.61

ISBN 978-5-7046-3398-3

© Коллектив авторов, 2026
© Национальный Исследовательский
Университет «МЭИ», 2026

VI МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ КОНФЕРЕНЦИИ

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ КОМИТЕТА:

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

ЧЛЕНЫ КОМИТЕТА:

БЕЛЕНЬКИЙ ВЛАДИМИР ЯКОВЛЕВИЧ	д.т.н., профессор, декан МТФ, ПНИПУ
FELIX R. SAUCEDO-ZENEJO	Prof. Autonomous University of Coahuila, Mexico
JIA HAILONG	Professor, School of Materials Science and Engineering, Jilin University, China
K.P. KARUNAKARAN	Dr., Professor, Department of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology, Bombay, India
PANG SHENGYONG	Professor, Huazhong University of Science and Technology, China
ВОЛОБУЕВ ЮРИЙ СЕРГЕЕВИЧ	к.т.н., зам. ген. директора – директор института сварки и контроля АО «НПО ЦНИИТМАШ»
ЗАЛЕСКИЙ ВИТАЛИЙ ГЕННАДЬЕВИЧ	д.ф.-м.н., профессор, директор ФТИ НАН Беларуси
КОВАЛЬ НИКОЛАЙ НИКОЛАЕВИЧ	д.т.н., профессор, зам. директора по научной работе ИСЭ СО РАН
МЕЛЮКОВ ВАЛЕРИЙ ВАСИЛЬЕВИЧ	д.т.н., профессор, директор ООО "Вятский аттестационный центр"
ОЛЬШАНСКАЯ ТАТЬЯНА ВАСИЛЬЕВНА	д.т.н., профессор кафедры СПМиТМ, ПНИПУ
ПОБОЛЬ ИГОРЬ ЛЕОНИДОВИЧ	д.т.н., доцент, директор НИЦ Физико-технического института НАН Беларуси
ТРУШНИКОВ ДМИТРИЙ НИКОЛАЕВИЧ	д.т.н., профессор кафедры СПМиТМ, ПНИПУ
ЩЕРБАКОВ АЛЕКСЕЙ ВЛАДИМИРОВИЧ	д.т.н., профессор кафедры ЭППЭ, НИУ "МЭИ"

VI МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ КОНФЕРЕНЦИИ

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ КОМИТЕТА:

Осипов Игорь Владимирович к.ф.-м.н., коммерческий директор компании ТЭТа

ЗАМЕСТИТЕЛИ ПРЕДСЕДАТЕЛЯ:

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

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

Федосеева Елена Михайловна к.т.н., доцент кафедры СПМиТМ, ПНИПУ

ЧЛЕНЫ КОМИТЕТА:

Агафонов Роман Юрьевич к.т.н, начальник центральной заводской лаборатори
и АО «Российские космические системы»

Казаков Александр Валентинович директор ООО ИЦ "Технология машиностроения"

Кривоносова Екатерина д.т.н., профессор кафедры СПМиТМ, ПНИПУ

Александровна

Марченков Артем Юрьевич к.т.н., доцент кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»

Ластовиря Вячеслав Николаевич д.т.н., профессор кафедры ОиТСП,
Московский политехнический университет

Рыжков Сергей Владимирович руководитель ЭЛКАО «ПО «Севмаш»

Слива Андрей Петрович к.т.н., доцент кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»

Терентьев Егор Валериевич к.т.н., доцент кафедры ТМ, НИУ «МЭИ»

Чудина Ольга Викторовна д.т.н., профессор кафедры технологии
конструкционных материалов, МАДИ

СЕКРЕТАРИАТ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ И РАБОТА С РУССКОГОВОРЯЩИМИ УЧАСТНИКАМИ

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

РАБОТА С ИНОСТРАННЫМИ УЧАСТНИКАМИ

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

КООРДИНАЦИЯ И РАБОТА С УЧАСТНИКАМИ В Г. ТОМСК

НАЗАРОВА Лана Валентиновна – документовед ООО «НПК ТЭТа»

КОНТАКТЫ

Почтовый адрес: 634526, г. Томск, д. Лоскутово, ул. Советская, д.1А, ООО «НПК ТЭТа»

Тел. +7 (495) 362-70-48 (Оргкомитет, г. Москва), +7 (382) 294-3977 (Оргкомитет, г. Томск).

E-MAIL: EBW2025@MAIL.RU

САЙТ: EBW.MPEI.RU

Содержание

РАЗДЕЛ 1.

Электронно-лучевая сварка 11

*Драгунов В.К., Щербаков А.В., Жмурко И.Е., Шишкин Д.В.,
Овечников С.А., Марченков А.Ю.*

Электронно-лучевая сварка трубных переходников из разнородных
трудносвариваемых сталей и сплавов 12

Поляков А.Н.

Электронно-лучевая сварка на ПАО «ОДК-Сатурн».
Результаты эксплуатации установки ТЭТА 60E2500 производства
ООО «НПК ТЭТА» 21

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

О возможности восстановления изделий с направленной
структурой 42

Серегин Ю.Н., Мурыгин А.В.

Адаптация оптимальных режимов сварки на технологическом
оборудовании ЭЛС 50

Мелюков В.В., Жилин П.Л., Хохолков А.О.

Управление тепловым процессом сварки кольцевых соединений
труб 59

Ольшанская Т. В., Федосеева Е. М.

Исследования влияния параметров 3-х ванной электронно-лучевой
сварки на формирование сварного соединения 65

Felix Raymundo Saucedo Zendejo

A space-time finite difference method for analyzing problems with
moving heat sources 74

РАЗДЕЛ 2.

Электронно-лучевое аддитивное формирование	86
<i>Панин А.В., Казаченок М.С., Лобова Т.А., Прибытков Г.А., Мартынов С.А.</i> Микроструктура титаноматричных композитов, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии	87
<i>Дьяченко Ф.А., Чепелев Д., Мейснер Л.Л.</i> Механические свойства прототипов миниатюрных изделий из сплава TiNi после формирования поверхностного Ti-Ni-Ta сплава с использованием аддитивного тонкоплёночного электронно-пучкового способа синтеза	93
<i>Нехорошев А.В., Гончаров А.Л., Шишкин Д.В., Безберда А.А., Чулков И.С., Марченков А.Ю., Яа Н.-Л.</i> Влияние технологических параметров двухпроволочного аддитивного формообразования на формирование структуры нитинола	99
<i>Семенчук В.М., Чумаевский А.В., Москвичев Е.Н., Колубаев Е.А.</i> Влияние тепловложения на структуру алюминиево-марганцевой бронзы при печати методами аддитивного производства	105
<i>Веретенников И.С.</i> Способ позиционирования проволоки при электронно-лучевом аддитивном выращивании	111
<i>Сидоров Е.А., Осипович К.С., Чумаевский А.В., Никонов С.Ю., Колубаев Е.А.</i> Проволочное электронно-лучевое аддитивное производство биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов	118
<i>Филиппов А.В., Шамарин Н.Н.</i> Применение интенсивной пластической деформации для управления структурно-фазовым состоянием бронз, полученным электронно-лучевым аддитивным производством	124
<i>Доронин О.Н., Стехов П.А.</i> Передовые технологии физического осаждения теплозащитных покрытий	130

<i>Юшков Ю.Г., Андронов А.А., Золотухин Д.Б., Окс Е.М., Тюньков А.В., Зенин А.А.</i> Электронно-лучевой синтез теплозащитных керамических покрытий в форвакуумной области давлений	137
РАЗДЕЛ 3. Оборудование для электронно-лучевой обработки	143
<i>Чумаевский А.В., Гурьянов Д.А., Осипович К.С., Семенчук В.М., Сидоров Е.А., Кушнарев Ю.В., Колубаев Е.А.</i> Применение проволочного аддитивного электронно-лучевого производства для получения крупногабаритных изделий промышленного назначения	144
<i>Шамарин Н.Н., Филиппов А.В.</i> Влияние условий электронно-лучевого аддитивного производства на структурно-фазовое состояние титанового сплава ВТ6	151
<i>Шишкин Д.В., Слива А.П., Потапов М.А., Нехорошев А.В., Безберда А.А.</i> Подавление анизотропии микроструктуры и свойств при ЭЛАФ в титановом сплаве	157
<i>Алякринский О.Н., Болховитянов Д.Ю., Девятайкина Т.А., Докутович В.А., Косачев М.Ю., Логачев П.В., Павлюченко В.А., Семенов Ю.И., Сеньков Д.В., Старостенко А.А., Цыганов А.С.</i> Новые магнитные системы для сварочных пушек	167
<i>Капустин В.В., Мусихин И.Д., Мовчан А.К., Курячий М.И., Забуга С.А., Захлебин А.С., Каменский А.В.</i> Система визуализации на основе анализа тока отраженных электронов и алгоритмы цифровой обработки изображений для мониторинга электронно-лучевой сварки	178
<i>Павлова М.С., Серегин Д.А.</i> Высоковольтный источник питания электронной пушки	185
<i>Хохлов Д.Д., Поляков М.П., Шишкин Д.В., Золотухина А.А., Быков А.А., Белых А.Ю., Асютин Р.Д., Слива А.П.</i> Метод четырехволновой спектральной термографии для мониторинга распределения температуры в зоне расплава при аддитивном производстве изделий из металлических сплавов <i>Убиенных Б.И.</i>	191

Электронная нагрузка на 60 кВ, 30 кВт для тестирования источников питания электронной пушки 198

Усов Д.М., Щербаков А.В.
Современные тенденции применения тепловизионной техники в электронно-лучевых технологиях 205

Меркин С.А.
Восстановление высоты пера лопаток из титанового сплава газотурбинного двигателя методом наплавки 211

Потапов М.А., Слива А.П., Шишкин Д.В.
Особенности формирования сварных точек при импульсной электронно-лучевой сварке 223

Ластовиря В.Н., Родякина Р.В.
К вопросу управления формой проплава в процессе электронно-лучевой сварки на основе метода переменных состояния 235

РАЗДЕЛ 4.
Сварочное материаловедение. Контроль и диагностика сварных соединений 246

Камелина К. Д.
Рентгенодифракционные исследования структурно-фазовых превращений в литых и аддитивно полученных образцах титанового сплава Ti-6Al-4V, подвергнутых высокотемпературному наводороживанию 247

Терентьев Е.В., Козырев Х.М., Бородавкина К.Т., Шишкин Д.В., Слива А.П.
Механические свойства комбинированной конструкции титан-сталь, полученной с помощью ЭЛАФ 253

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А.
Влияние развертки электронного луча на макро- и микроструктуру образцов из сплава на основе кобальта, полученных аддитивной технологией 266

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А.

Влияние условий теплоотвода на кристаллизирующуюся структуру жаропрочного никелевого сплава в процессе проволочного электронно-лучевого аддитивного производства	273
<i>Фозилов Т.Т., Кудрявцев Е.А., Исаханов Г.Р., Яковлев М.Г.</i> Исследование структуры сварного соединения сплава ВЖ172 полученного ЭЛС	279
<i>Семин В.О., Утяганова В.Р.</i> Структурно-фазовое состояние сплава AZ31, полученного методом аддитивной электронно-лучевой 3Д-печати	285
<i>Утяганова В.Р., Семин В.О.</i> Анализ химического состава и структуры AZ31 сплава, полученного проволочным электронно-лучевым аддитивным производством	291
<i>Крылов К.А.</i> Проведение многоцикловых испытаний образцов имитаторов колеса вентилятора из ВТ-6 газотурбинного двигателя	297

Раздел 1.

Электронно-лучевая сварка

УДК 621.721.722

Электронно-лучевая сварка трубных переходников из разнородных трудносвариваемых сталей и сплавов

Драгунов В.К., Щербаков А.В., Жмурко И.Е., Шишкин Д.В., Овечников С.А.,
Марченков А.Ю.

ФГБОУ ВО НИУ "МЭИ"

Введение

В настоящее время в различных отраслях промышленности для соединения труб из разнородных сталей и сплавов применяют биметаллические переходники, которые изготавливают в заводских условиях с применением методов сварки давлением и плавлением [1]. Сварку плавлением используют для соединения патрубков из разнородных сталей, а для соединения разнородных металлов, имеющих ограниченную взаимную растворимость и образующих химические соединения, применяют сваркопайку. В сварных соединениях разнородных сталей для подавления диффузии углерода, как правило, применяют способы, позволяющие получать низкие градиенты концентраций карбидообразующих элементов в поперечном сечении сварных соединений. Наоборот, при соединении металлов и сплавов, склонных к образованию интерметаллических соединений, стараются обеспечить высокие градиенты концентраций легирующих элементов.

Однако на сегодняшний день применяемые способы сварки не всегда обеспечивают требуемые параметры переходных зон в трубных переходниках из разнородных материалов, что в конечном итоге снижает их механические свойства. Целью настоящей работы является разработка способов электронно-лучевой сварки, обеспечивающих заданный состав, структуру и свойства сварных соединений трубных переходников из разнородных материалов.

Методика исследований

Для формирования функционально-градиентных переходов в трубных переходниках разработали два способа сварки [2, 3], с помощью которых получали соединения с резким или плавным изменением химического состава при переходе от одного сплава к другому.

Для изготовления переходников с высоким градиентом концентраций легирующих элементов в металле шва использовали стыковые соединения

труб диаметром 20 мм следующих комбинаций: АД 31 + МЗ, АД 31 + 08кп и АД 31 + ВТ1-0. Сваркопайку проводили электронным пучком, который направляли в область стыка и осуществляли многопроходный нагрев и плавление кромки патрубка из алюминиевого сплава со скоростью 100 - 800 об/мин (рис. 1), а затем при полном проплавлении стыка проводили осадку.

Полагая, что при растворении тугоплавкого элемента его минимальная концентрация в пограничном слое толщиной 5 мкм достигает уровня, соответствующего только образованию интерметаллической фазы,

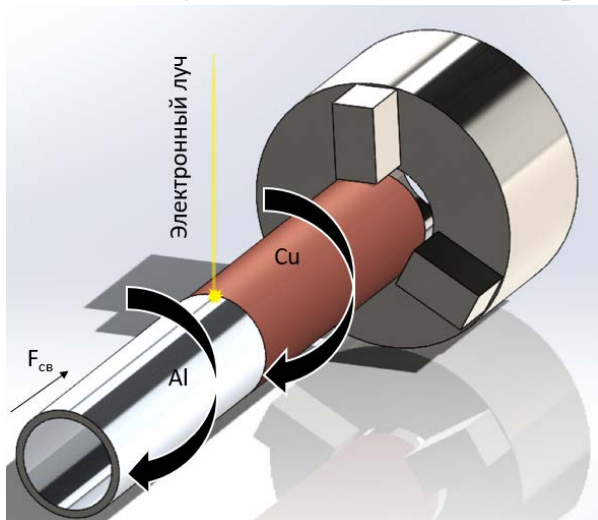


Рис. 1. Схема сварки разнородных переходников

определили предельно допустимое время контакта твердой и жидкой фаз из соотношения [1]:

$$C_{ж} = C_{max} \left[1 - \exp \left(-\frac{D_{ж} S \tau}{\delta V_{ж}} \right) \right], \quad (1)$$

где $C_{ж}$ - концентрация элемента в сварочной ванне из жидкого Al при эвтектической температуре; C_{max} - концентрация растворенного элемента в жидкости при насыщении; δ - толщина пограничного слоя; $D_{ж}$ - коэффициент диффузии элемента в жидкости, τ - время контакта твердой и жидкой фаз; $V_{ж}$ - объем сварочной ванны.

Наименьшие концентрации $C_{ж}(x)$ определяли из диаграмм состояния двойных сплавов $Al - Cu$, $Al - Ti$ и $Al - Fe$ [4, 5]. Коэффициенты диффузии определяли из выражения

$$D = D_0 \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right), \quad (2)$$

где D_0 - константа диффузии (частотный фактор), $см^2/с$; Q - энергия активации диффузии, $Дж/моль$; R - газовая постоянная, $Дж/моль \cdot К$; T - температура, $К$ (табл. 1).

Таблица 1

Параметры диффузии некоторых элементов в жидком алюминии при $T = 976 - 1260 К$ [6]

Диффундирующий элемент	$D_{ж}, см^2/с$	$D_0, см^2/с$	$Q, кДж/моль$
Cu	$5,45 \times 10^{-5}$	1.06×10^{-3}	24.0
Fe	$3,05 \times 10^{-5}$	2.34×10^{-3}	35.0
Ti	$4,82 \times 10^{-5}$	4.29×10^{-3}	36.3

Режимы сваркопайки образцов из указанных выше материалов, обеспечивающие минимальные температуры и неравномерность нагрева сварочной ванны, а также время контакта твердой и жидкой фаз, не превышающего предельно допустимого, определяли с использованием математической модели на основе численного решения уравнения теплопроводности в цилиндрических координатах:

$$C_p \cdot \rho \frac{\partial T}{\partial \tau} = \lambda \cdot \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 T}{\partial \phi^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + q_v, \quad (3)$$

где C_p – теплоемкость при постоянном давлении, Дж/(кг·К); ρ – плотность, кг/м³; T – температура, К; τ – время, с; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К); r – радиальная координата, м; ϕ – азимутальная координата, рад; z – осевая координата, м; q_v – объемная плотность распределенного источника теплоты, Вт/м³.

После сварки проводили металлографические исследования сварных соединений.

Во втором случае переходники с низким градиентом концентраций легирующих элементов в металле шва изготавливали из труб диаметром 40 мм из сталей различных структурных классов следующих комбинаций: 12Х1МФ + 12Х18Н10Т и сталь 20 + 12Х18Н10Т. Для соединения патрубков использовали способ многопроходной сварки [3], в соответствии с которым обеспечивали различную долю участия разнородных сталей в металле каждого слоя при проплавлении в радиальном направлении стенки трубы, собранной из сопрягаемых наружного и внутреннего усеченных конусов из разнородных сталей. Число проходов выбирали из условия обеспечения пороговой разности концентраций карбидообразующих элементов между слоями $\sum g_{i_{k-1}} - \sum g_{i_k}$, достаточной для подавления диффузии углерода и снижения вероятности образования обезуглероженных прослоек в менее легированном слое, где – $g_{i_{k-1}}$ – концентрация i -го карбидообразующего элемента в слое с менее легированным металлом; g_{i_k} – концентрация i -го карбидообразующего элемента в более легированном k -ом слое; $k=1,2,3\dots$ – номер кольцевого или витка спирального шва.

Режимы сварки выбирали такими, чтобы они обеспечивали одинаковую глубину проплавления равную толщине стенки трубы и требуемую зону вторичного переplava предыдущего кольцевого или спирального шва при выполнении каждого оборота переходника вокруг своей оси.

Для определения химического состава металла шва вдоль оси цилиндрического переходника использовали расчетную методику, в соответствие с которой определяли массовую долю i -го легирующего элемента в каждом кольцевом шве при послойном проплавлении разнородных материалов. Экспериментальное определение структуры и свойств сварных

соединений переходники проводили после отпуска при температуре 700 °С и времени выдержки 1, 10 и 100 ч.

Результаты исследований

В результате исследований установили значения предельно допустимого времени контакта твердой и жидкой фаз для каждой из рассмотренных пар материалов (рис. 2). Эти значения получены с учетом того, что образование только интерметаллических фаз $CuAl_2$, $FeAl_3$, и $TiAl_3$ в кристаллизационных прослойках после охлаждения до комнатных температур происходит соответственно при следующих минимальных концентрациях элементов $C_{ж}$ в жидком Al : 47,6 % (по массе) Cu , 61,1 % (по массе) Fe и 64 % (по массе) Ti .

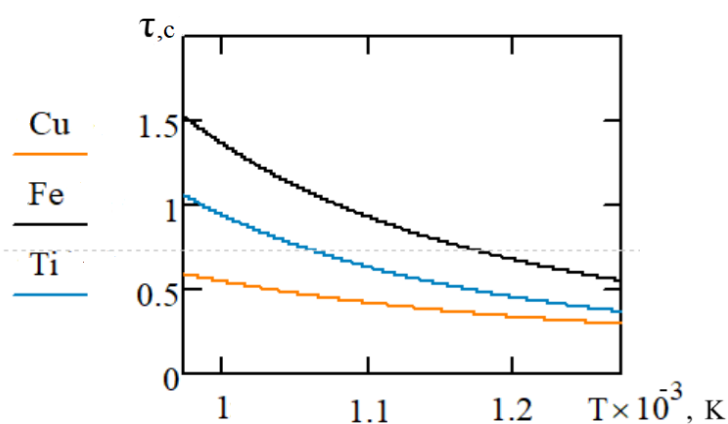


Рис. 2. Предельно допустимое время контакта твердых меди, титана или железа с жидким алюминием, за которое в жидком алюминии происходит образование переходного слоя толщиной 5 мкм с концентрацией на его границе $C_{ж}(x)$

необходимым условием для существования сварочной ванны по всему периметру и толщине стыка является превышение минимальной температуры в стыке $T_{min} = 660\text{ °C}$.

Увеличение скорости вращения при прочих неизменных условиях приводит к снижению перепада температур $T_{max} - T_{min}$, что уменьшает перегрев ванны расплава. В данном случае формируется непрерывная сварочная ванна по всему периметру и толщине переходника. При этом время нахождения сплава АД31 в жидком состоянии ($T_{min} \geq 660\text{ °C}$) при различных частотах вращения представлено в табл. 2.

В результате расчетов на основе разработанной математической модели установили, что температура сварочной ванны с течением времени при воздействии пучка мощностью 2 кВт непрерывно возрастает, а после его отключения снижается по зависимости, близкой к экспоненциальной. Однако при низких частотах вращения наблюдается значительная неравномерность нагрева кромок свариваемых патрубков всех пар материалов, при этом

Таблица 2.

Время существования сварочной ванны из сплава АД31

Пара материалов	τ , с			
	n=100 об/мин	n=200 об/мин	n=400 об/мин	n=800 об/мин
АД31-ВТ1-0	Не образуется замкнутая ванна	5,4	4,1	3,1
АД31-08кп	Не образуется замкнутая ванна	5,1 с	4,1	3,1
АД31-М3	Не образуется замкнутая ванна	Не образуется замкнутая ванна	1,1	0,7

При реализации другого способа многопроходной сварки устойчивое формирование многослойных швов происходит при постоянной скорости и линейном снижении тока сварки по длине спирального шва (табл. 3). Макрошлиф многослойного шва представлен на рис 3.

Таблица 3.

Параметры многопроходной электронно-лучевой сварки трубных переходников с толщиной стенки 5 мм

Ускоряющее напряжение, кВ	Сила тока, мА	Скорость сварки, м/ч	Амплитуда колебаний пучка, мм	Ширина шва, В, мм	Высота усиления шва, g, мм	Число слоев
60	60-37	60	2	10-25	0,5-0,8	5-13

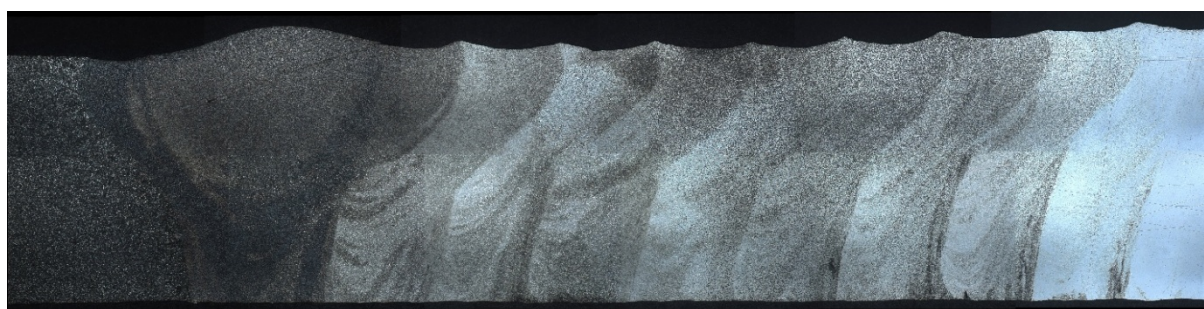


Рис. 3. Макрошлиф многослойного шва

Химический состав каждого последовательно выполняемого кольцевого шва меняется дискретно от слоя к слою. Например, изменение химического состава многослойного металла шва при сварке двух труб из разнородных сталей 12Х1МФ + 12Х18Н10Т представлено на рис. 4. Полученные расчетным путем графики послойного изменения концентраций карбидообразующих элементов по ширине многослойного шва B равной 15,

20 и 25 мм после 7 - 13 проходов при ширине перекрытия швов $\delta = 0,2b$ показывают, что разность концентраций карбидообразующих элементов в контактирующих слоях сварного соединения при ширине шва от 20 до 25 мм не превышает 2%.

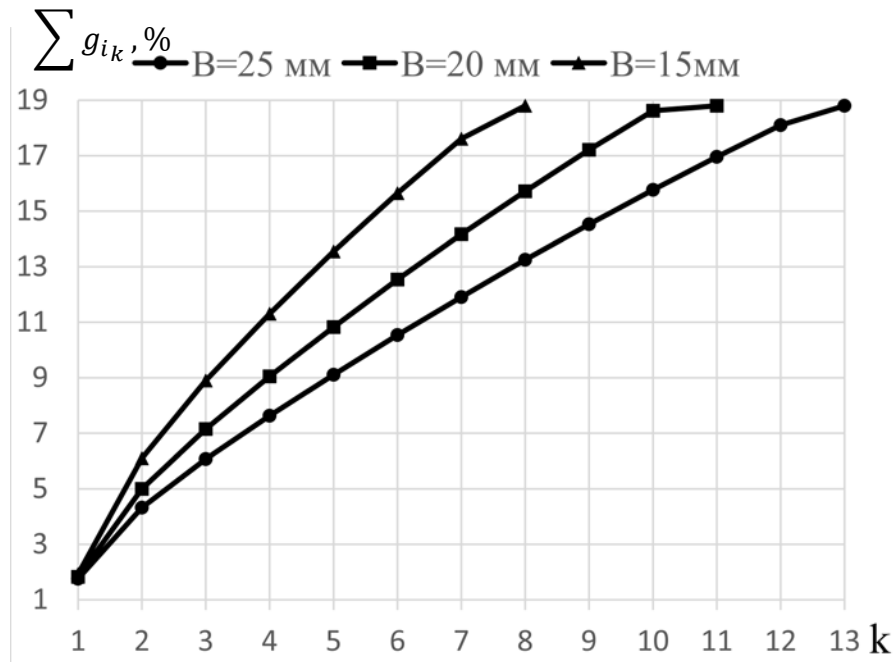


Рис. 4. Послойное изменение концентраций карбидообразующих элементов по ширине многослойного шва B равной 15, 20 и 25 мм после 7 - 13 проходов при ширине перекрытия швов 20 % в сварном соединении труб из разнородных сталей 12X1МФ + 12X18Н10Т

Обсуждение результатов

Представленные результаты показывают, что при реализации первого способа время контакта твердой и жидкой фаз ($T_{\min} \geq 660$ °С) сопоставимо с предельно допустимым временем существования сварочной ванны. Поэтому происходит минимальное растворение тугоплавкого металла в сварочной ванне, что обуславливает допустимые размеры интерметаллических прослоек в переходной зоне. Это подтверждают проведенные металлографические исследования, например, в сварных соединениях алюминиевого сплава АД 31 с медью М3 наблюдается интерметаллическая прослойка шириной около 5 мкм (HV 534). Использование предлагаемого способа позволило получить сварные соединения труб из алюминиевого сплава АД 31 и меди М3, которые представлены на рис. 5.

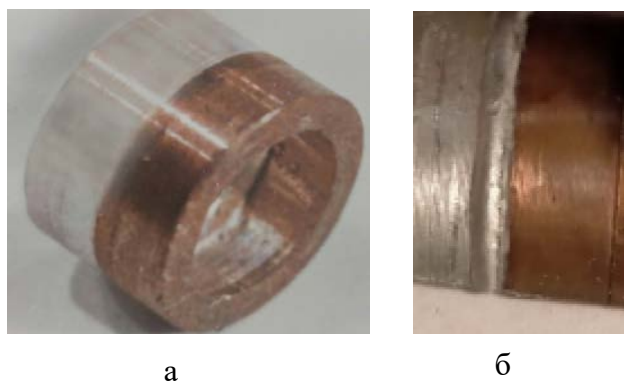


Рис 5. Переходник из алюминиевого сплава АД 31 и меди М3 (а) и внешний вид сварного соединения

При реализации второго способа обеспечиваются низкие градиенты концентраций карбидообразующих легирующих элементов в металле шва, что, в свою очередь, препятствует образованию безуглероженных диффузионных прослоек в зоне сплавления менее легированного сплава с более легированным и, наоборот, образованию слоев с повышенным содержанием карбидной фазы в более легированном сплаве. Например, в

сварных соединениях сталей различных структурных классов таких как сталь 20 и 12Х18Н10Т прослойки образуются уже после выдержки 1 ч при температуре 700 °С, если выполняется сварка кольцевым швом стыкового соединения, и после 10 ч, если применяются традиционные технологии сварки с предварительной облицовкой (рис. 6). В случае формирования многослойного шва такие прослойки не образуются даже после 100 ч выдержки при данной температуре (рис. 7).



Рис. 6. Микроструктура зоны сплавления углеродистой стали с металлом шва сварных соединений сталей 20 и 12Х18Н10Т после однопроходной сварки и выдержки 1 ч (а) и 10 ч (б) при температуре 700 °С

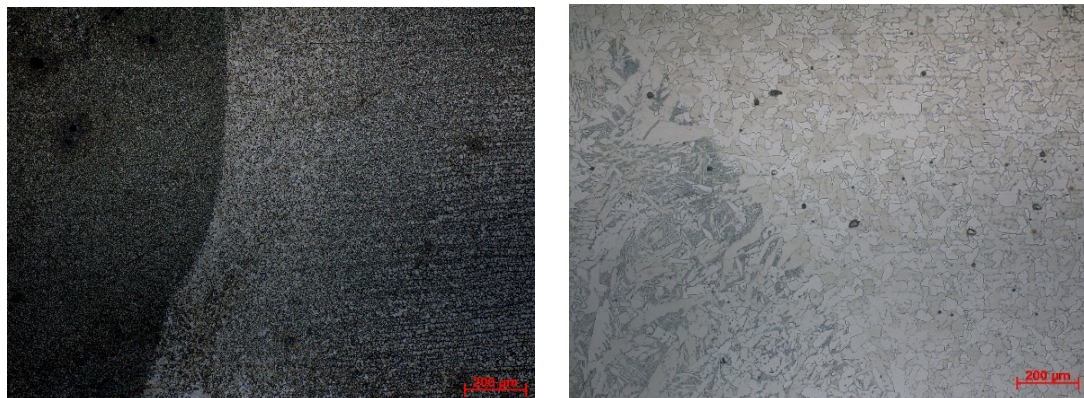


Рис. 7. Микроструктура зоны сплавления углеродистой стали с металлом шва сварных соединений сталей 20 и 12X18H10T после ручной дуговой сварки с облицовкой (12X1MФ+ 10X16H25AM6) и выдержки 10 ч (а) и после многослойной ЭЛС (11проходов) и выдержки 100 ч (б) при температуре 700 °С

Эти результаты подтверждают и проведенные механические испытания образцов данных сварных соединений, которые показывают, что разрушение сварных образцов, полученных по традиционной технологии происходит по обезуглероженным прослойкам ($\sigma_{\text{в}}=410$ МПа), а многослойных швов – по основному металлу стали 20 ($\sigma_{\text{в}}=440$ МПа) Таким образом, предложенный способ позволяет повысить механические свойства сварных

комбинированных переходников (рис. 8) для соединения кольцевых стыков разнородных труб за счет снижения склонности к образованию обезуглероженных прослоек в зонах термического влияния низколегированных сталей при термической обработке или эксплуатации при высоких температурах.



Рис. 8. Внешний вид сварных переходников после сварки

Вывод

Для повышения эксплуатационных свойств сварных трубных переходников из разнородных материалов, работающих при высоких температурах, целесообразно использовать разработанные способы сварки, позволяющие снизить степень структурной неоднородности и повысить механические свойства сварных соединений комбинированных конструкций.

Литература

1. Сварка разнородных металлов и сплавов / В.Р. Рябов, Д.М. Рабкин, Р.С. Курочко, Машиностроение, 1984. 239 с.
2. Пат. 2 831 672 Россия, МКИ В23К 15/00. Способ стыковой сварки труб / А.Л. Гончаров, В.К. Драгунов, Нехорошев А.В. , Г.С. Рагозин, А.П. Слива, И.С. Чулков Оpubл.: 11.12.2024 Бюл. № 35.
3. Пат. 2848795 Россия, МКИ В23К 15/04 (2025.05); В23К 15/06 (2025.05); В23К 11/04 (2025.05); В23К 9/23 (2025.05). Способ стыковой электронно-лучевой сварки трубных переходников из разнородных сталей / В.К. Драгунов, А.Л. Гончаров, А.П. Слива, И.Е. Жмурко, Д.В. Шишкин. Оpubл.: 21.10.2025 Бюл. № 30.
4. Гуревич Л.М., Шморгун В.Г., Слаутин О.В., Богданов А.И. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия.- М.: Metallurgizdat. 2016 346 с.
5. Диаграммы состояния двойных металлических систем : Справочник : В 3 т.: Т.1 / под общей редакцией Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. - 992 с.
6. Du Y., Schuster J. C., Huang B., et al. Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: Critical evaluation and correlation // Materials Science and Engineering: A. — 2003. — Vol. 363, Issues 1–2. — P. 140–151.

УДК 621.721.722

Электронно-лучевая сварка на ПАО «ОДК-Сатурн» Результаты эксплуатации установки ТЭТА 60Е2500 производства ООО «НПК ТЭТА»

Поляков А.Н.

ПАО «ОДК-Сатурн»

В настоящее время одним из основных процессов при изготовлении деталей и узлов газотурбинных двигателей (ГТД) является электронно-лучевая сварка (ЭЛС).

На ПАО «ОДК-Сатурн» ранее и в настоящее время и эксплуатируются различные установки ЭЛС. Особое отношение к автоматизированному многофункциональному комплексу электронно-лучевой сварки ЭЛУР-1АТ. (Рис. 1, а). Спроектирован ЗАО «Авиационные технологии», изготовлен ОАО «Электромеханика» г. Ржев.



Рис. 1. Электронно-лучевые комплексы, используемые на ПАО «ОДК-Сатурн»
а) Внешний вид комплекса электронно-лучевой сварки ЭЛУР-1АТ;
б) Внешний вид комплекса электронно-лучевой сварки ТЭТА60Е2500

На момент внедрения в производство в 1999 году установка ЭЛУР-1АТ вобрала в себя лучший опыт проектирования и изготовления, который на тот момент времени принадлежал Национальному институту авиационных технологий (НИАТ г. Москва, РФ) и Институту электросварки им. Е.О. Патона (г. Киев Украина).

Двадцатипятилетний опыт эксплуатации ЭЛУР-1АТ позволил сформулировать новые основные требования к оборудованию для ЭЛС.

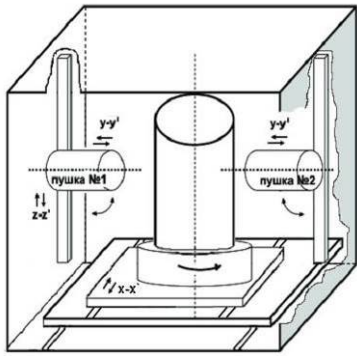
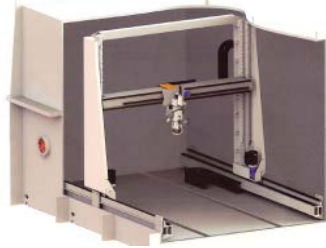
По техническому заданию ПАО «ОДК-Сатурн» с учётом опыта эксплуатации ЭЛУР-1АТ, ООО «НПК ТЭТА» г. Томск была спроектирована и изготовлена установка нового поколения электронно-лучевой сварки ТЭТА60Е2500 (Рис. 1, б).

В 2024 году эта установка введена в эксплуатацию на ПАО «ОДК-Сатурн».

В статье [1] специалистами ПАО «ОДК-Сатурн» и ООО «НПК ТЭТА» выполнен анализ технологических решений заложенных в данных установках ЭЛУР-1АТ и ТЭТА60Е2500, предназначенных для решения одних и тех же задач, ЭЛС крупногабаритных деталей (табл. 1).

Таблица 1

Основные технические характеристики ЭЛУР-1АТ и ТЭТА60Е2500

Технические характеристики	ЭЛУР-1АТ	ТЭТА60Е2500
Объём вакуумной камеры, м ³	102	68
Масса свариваемых деталей, не более, кг	10000	10000
Габариты обрабатываемой заготовки, мм диаметр длина	3200 1800	3200 1800
Кинематическая схема		
Количество управляемых осей (шт.)	6	6
Количество установочных (в ручном режиме) осей перемещения (шт.)	2	нет
Скорость сварки, м/ч	10-120	0,1-150
Вакуумная система: Рабочий вакуум, мм. рт. ст.;	8*10 ⁻⁵	8*10 ⁻⁵
Время откачки вакуума, мин;	60	25
Энергоблок	ЭЛА60В	ТЭТА 60SH60
Катод (материал)	Гексаборид лантана LaB ₆	Тантал
Ускоряющее напряжение, В	60	60
Ток сварки, мА	1000	800
Ток фокусировки, мА	1000	1000
Развёртка электронного луча	Круг, клипс, прямая линия, квадрат	Любая форма на усмотрение технолога
Система числового программного управления электромеханическим комплексом: модель (шт.)	УЧПУ-4СК-13 (1 шт.)	БФП К (1 шт.)

Продолжение, таблица 1

Система управления параметрами электронного луча (шт.) число программно-управляемых параметров число установочных параметров	СУПЭЛ, 1 шт. 4 8	Omron СКЗЕ-1610, Япония, 1 шт. 16 16
Система наблюдения: (шт.)	«Растр-5»/ВКУ энергоблока ЭЛА60В (2 шт.)	ВКУ энергоблока ТЕТА 60SH60 (1 шт.) Система слежения за стыком IMAGE Source DFK Z30GP031 Видеокамеры: (3 шт.)

Результаты эксплуатации установка ТЕТА 60E2500

Самыми ответственными узлами для ЭЛС являются крупногабаритные ротора компрессоров и турбины, как правило окончательно обработанные. Жёсткие допуски на размеры между дисками после сварки, учитывают усадку при ЭЛС. Повторное исправление ЭЛС негативно сказывается на геометрии многоступенчатых роторов компрессора и турбины (барабанов).

При отработке технологии ЭЛС на установка ТЕТА 60E2500 за основу взяты параметры ЭЛС полученные на установке ЭЛУ-1АТ.

Цель повторить геометрию сварных швов полученных при ЭЛС на ЭЛУР-1АТ.

При отработке технологии на установка ТЕТА 60E2500 эта цель была достигнута.

При отработке технологии было не «слепое» копирование режимов ЭЛС. На установке ТЕТА 60E2500 специалисты ОГСв смогли отработать режим ЭЛС исключая разворот электронно-лучевой пушки на 8-10 градусов. Данный разворот применялся на ЭЛУР-1АТ для исключения или значительного уменьшения величины подрезов при ЭЛС дисков компрессора или турбины (рис. 2, 3 и 4).

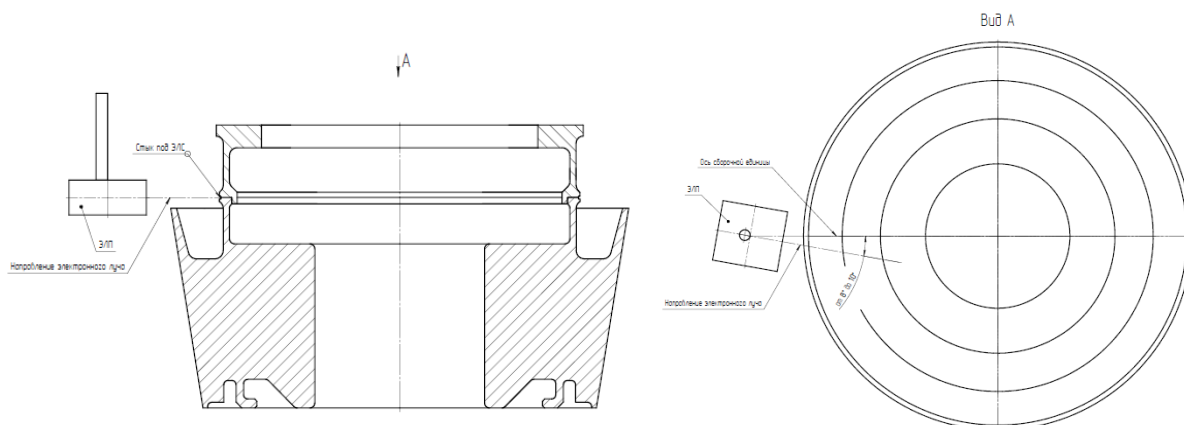


Рис.2. Эскиз схемы ЭЛС с разворотом электронно-лучевой пушки на 8-10градусов



Рис. 3. Установка ТЕТА 60Е2500 ЭЛС «Барaban 5-10 ст.»

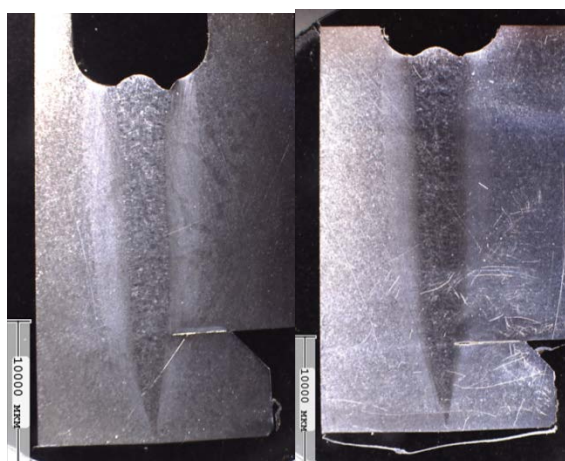


Рис. 4. Макроструктура ЭЛС образцов-свидетелей, сваренных на установке ТЕТА 60Е2500 применительно к ДСЕ барабан 5-10 ступеней

Барaban 5-10 ступеней состоит из проставки и 6-ти дисков, и имеет 6 сварных швов с 2-мя различными толщинами.

Изготавливались образцы в количестве 6-ти штук – от каждого сварного замкового соединения барабана.

Материал образцов – 07X12НМБФ-Ш (ЭП609-Ш). Свариваемая толщина от 15,0+7,0 (замок) до 21,0+7,0 (замок) мм.

Таблица 2

Параметры сварки							
Режим сварки							
ток сварки, мА	ускор. напряж., кВ	ток фокусир., мА	развёртка	частота, Гц	скор. сварки, м/ч	раб. расст-е, мм	раб. давл., мм рт.ст.
от 82 до 107* (в зависимости от толщины)	60	790	Эллипс (продольный)	300 (X- 3 %, Y- 3 %, угол – 0°)	12	300	не выше 2×10^{-4}

В процессе ЭЛС «барабанов компрессора» (общее время непрерывной сварки 8-9 часов) были выявлены сбои в работе энергоблока ТЭТА 60SH60 выражающиеся в «зависании» программы ЭЛС.

На настоящее время эта проблема специалистами ООО «НПК ТЭТА» решена (рис. 5)

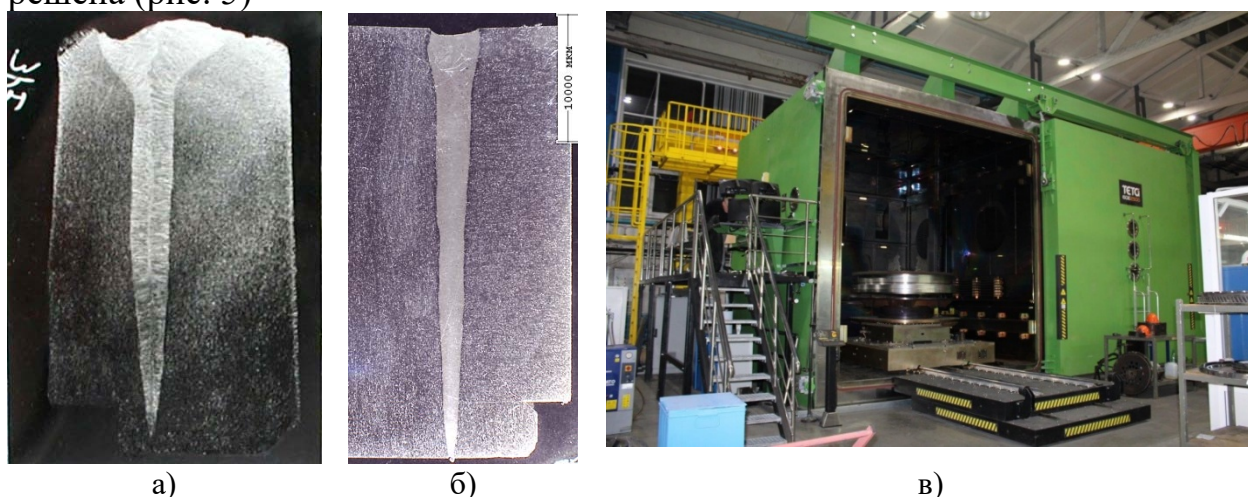


Рис. 5. Макроструктура ЭЛС образца-свидетеля «Диск турбины 3 ступени»: а) на установке ЭЛУР-1АТ; б) на установке ТЭТА 60Е2500; в) ЭЛС «Диска турбины 3 ст.» на установке ТЭТА 60Е2500

Параметры ЭЛС ранее отработанные на установке ЭЛУ-1АТ были идеальны не для всех ДСЕ. При ЭЛС дисков турбины (материал А-286) на ЭЛУР-1АТ свариваемый материал в процессе сварки начинал вытекать из сварного шва. ЭЛС выполнялась горизонтальным электронным лучом. Создавая большую проблему с качеством ЭЛС (материал А-286 не сваривается дуговой сваркой).

На установке ТЭТА 60Е2500 при подборе режима ЭЛС данная проблема была решена. Сварной шов получается более узким с исключением грибовидной части сварного шва.

Одной из самых ответственных деталей в газотурбинном двигателе большой мощности, является цапфа-диск 4 ступени компрессора поскольку является опорой компрессорной части ротора, материал детали ЭП609-Ш.

Конструкция цапфа-диск 4 ступени (Рис. 6 и 7) состоит из 3 деталей: «Хвостовик», «Цапфа» и «Проставка» и предусматривает два сварных шва выполняемых электронно-лучевой сваркой (ЭЛС).

ЭЛС горизонтальным электронным лучом «Проставки» с «Цапфой» проблем не вызывает, в отличие от ЭЛС вертикальным электронным шва №2 лучом «Хвостовика» с «Цапфой».

Свариваемая толщина шва №2 58,0 мм + технологический замок.

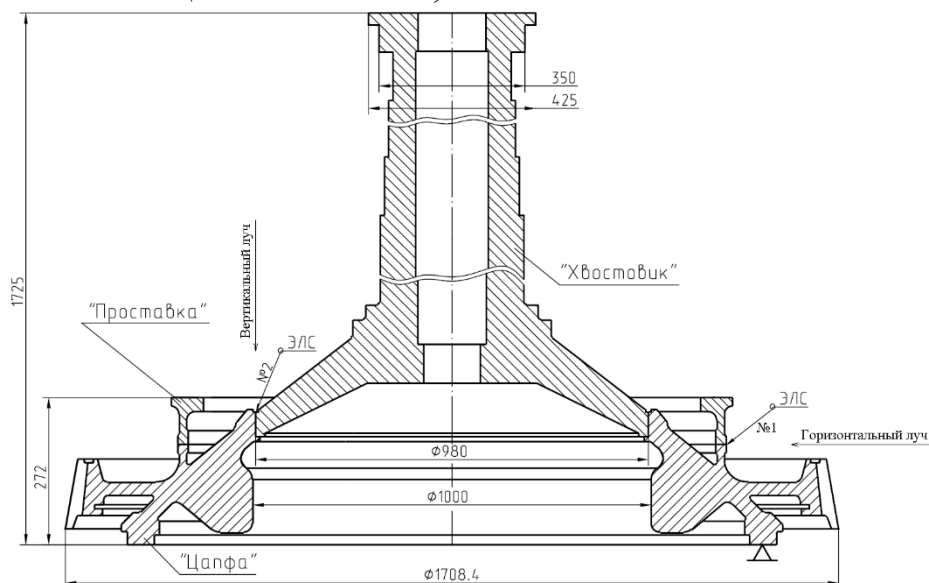


Рис.6 Эскиз Цапфа-диск 4 ступени

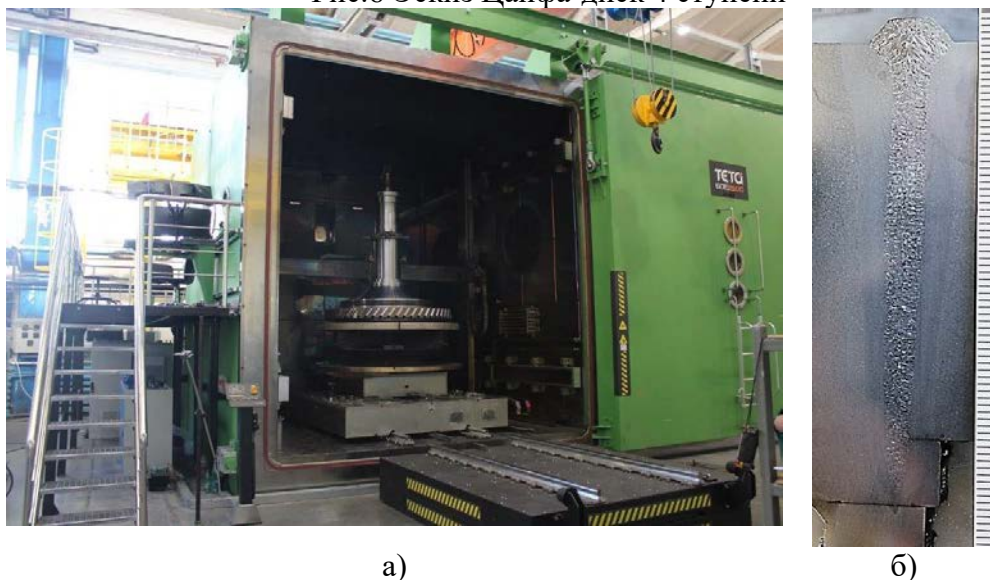


Рис. 7. Фотография установки с деталью и вид сварного шва:
а) ЭЛС «Цапфа-диск 4 ступени» на установке ТЕТА 60Е2500;
б) Макроструктура сварного шва ЭЛС

Основные проблемы при ЭЛС вертикальным электронным лучом:
- утопание сварного шва с вытеканием материала со стороны технологического замка;

- образование срединного дефекта при ЭЛС больших толщин;
- высоковольтные пробой в электронно-лучевой пушке при ЭЛС вертикальным лучом.

С целью решения проблемы утопания сварного шва и вытеканием материала, с учётом опыт предыдущих ЭЛС, увеличена толщина технологического замка с 5,0 мм (Рис. 8, а) до 10,0 мм + 10, 0 мм дополнительный технологический замок (вставка) из материала ЭП 609Ш (Рис. 8, б). Вставка прихвачена к технологическому замку ручной АДС.

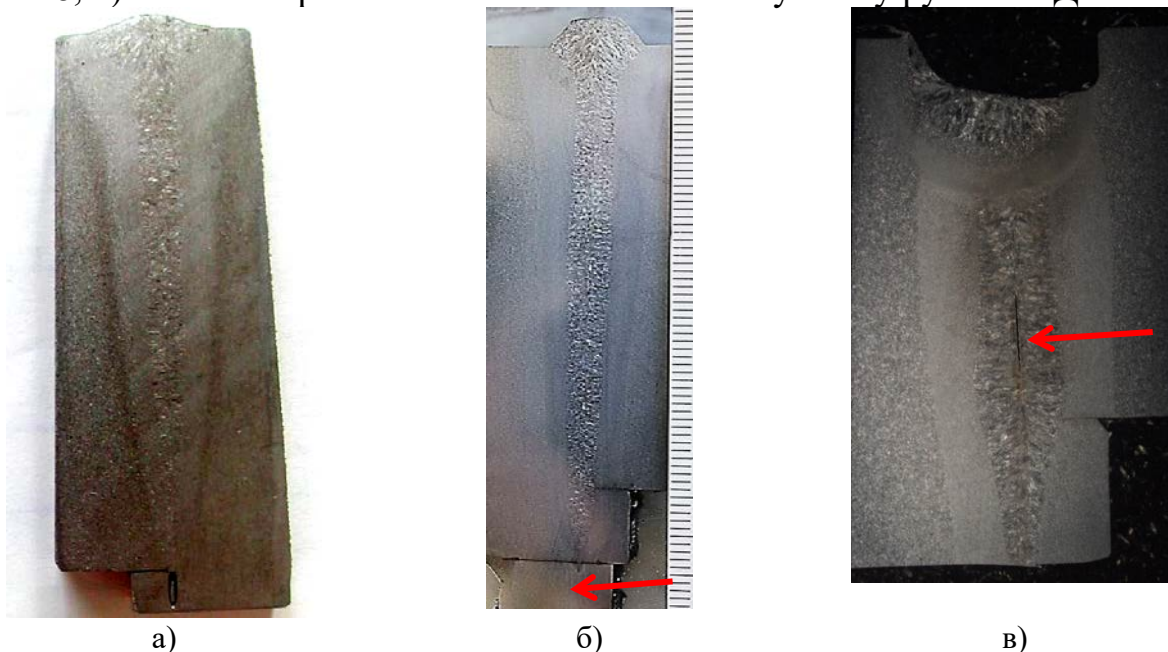


Рис. 8. Макроструктура сварного шва «Цапфа-диск 4 ст.» материал ЭП609-Ш:
 а) ЭЛС на ЭЛУР-1АТ свариваемая толщина 58,0 мм + 5,0 мм «замок»;
 б) ЭЛС на ТЕТА 60Е2500 свариваемая толщина 58,0 мм + 10,0 мм «замок» + 10,0 мм дополнительный технологический замок (вставка) 10,0 мм (обозначен стрелочкой);
 в) Пример макроструктуры сварного шва материал ЭП609-Ш со срединным дефектом (обозначен стрелочкой)

Для исключения образования срединного дефекта (рис. 8, в) подобран режим ЭЛС со скоростью сварки 8,0 м/ч.

Геометрические параметры сварного шва образца имитатора (выполненного на подобранном режиме сварки) указаны в таб. №3

Таблица 3

Геометрические параметры, мм	Шов № 1	Участок входа-выхода
глубина проплавления в «замок»	9,75	9,75
ширина на входе в «замок»	3,28	3,78

По результатам визуального измерительного контроля (ВИК), рентгенографического контроля (РГК), и макро и микроструктурного анализа сварных швов качество ЭЛС удовлетворительное.

В процессе ЭЛС цапфы-диска 4 ступени на режиме сварки произошёл высоковольтный пробой в электронно-лучевой пушке установки ТЕТА 60Е2500.

При высоковольтном пробое на несколько миллисекунд ток сварки автоматически поднялся с 320 мА, до 450 мА, «пробив», как технологический замок, так и дополнительный технологический замок (вставку). Это привело к открытию парогазового канала в сварном шве. При этом режим сварки перешёл в режим резки (Рис. 9).

Оператор ЭЛУ, фиксируя утопание сварного шва по монитору видеокамеры уменьшая ток сварки, восстановил сварочную ванну.

В результате на дуге около 60° произошло «утопание-рез» сварного шва глубиной от 7,0 до 20,0 мм.

Технологом и оператором установки ТЕТА 60Е2500 «утопание-рез» с наружной стороны сварного шва были исправлены косметическим проходом расфокусированным лучом с развёрткой электронного луча в виде окружности.

ВИК зафиксированы выплески с обратной стороны сварного шва, свидетельствующие о том, что внутри сварного шва имеются раковины.

РГК подтвердил наличие раковин на всём участке утопания сварного шва.

Сваренная деталь была направлена в термическую обработку.

У специалистов сварочного производства имеется негативный опыт исправления аналогичного дефекта методом ручной АДС, поэтому было принято решение выполнить исправление дефектов сварного шва методом ЭЛС.

С целью исправления данного дефекта методом ЭЛС, на образце-имитаторе смоделирован данный дефект (сварка, резка с утопанием сварного шва и косметический сварной шов, закрывший с наружи утопание сварного шва), а так же и подобрали режим ЭЛС расфокусированным электронным лучом (табл. 4).

Таблица 4

Параметр режима	Режим №1	Режим №2
ток сварки, мА	150	200
ток фокусирующей линзы, мА	824	824
скорость сварки	8 м/ч	8 м/ч
развертка	без развертки	без развертки
ускоряющее напряжение, кВ	60	60
рабочее расстояние, мм	300	300
рабочее давление в камере, мм рт. ст.	не выше 2×10^{-4}	не выше 2×10^{-4}

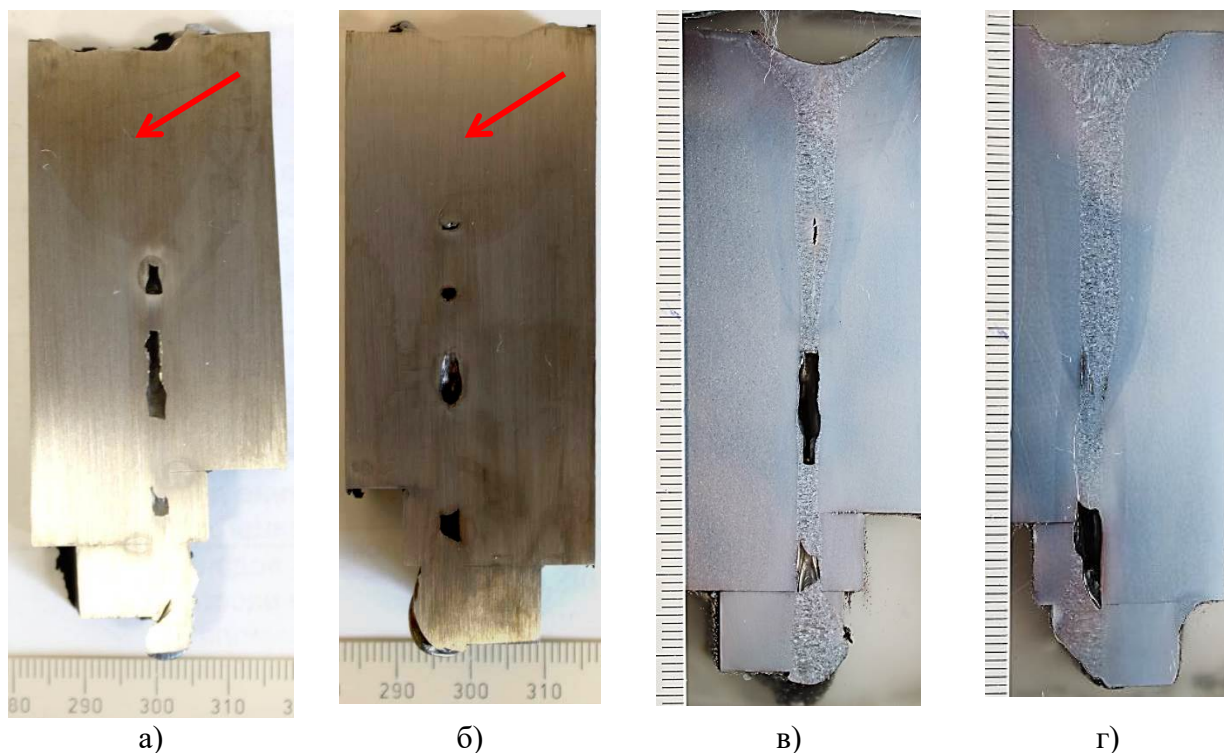


Рис. 9. Вид швов полученных ЭЛС:

а-б) Макроструктура сварного шва ЭЛС с имитацией «утопания-реза» сварного шва. (Косметический шов закрывший «утопание-рез» с наружи обозначен стрелочкой.);
в-г) Макроструктура сварного шва ЭЛС Макроструктура сварного шва ЭЛС после исправления косметическим сварным швом: а) режим №1; б) режим №2

Оптимальным режимом для исправления дефектов на «Цапфа-диск 4 ступени», является режим № 2 с током сварки 200 мА.

ЭЛС с наружной стороны сварного шва на данном режиме позволила устранить раковины, находящиеся ближе к наружной стороне сварного шва.

Была выполнена механическая (токарная) обработка (Рис. 10) наружной и обратной стороны сварного шва (полностью удалены подкладка и технологический замок).

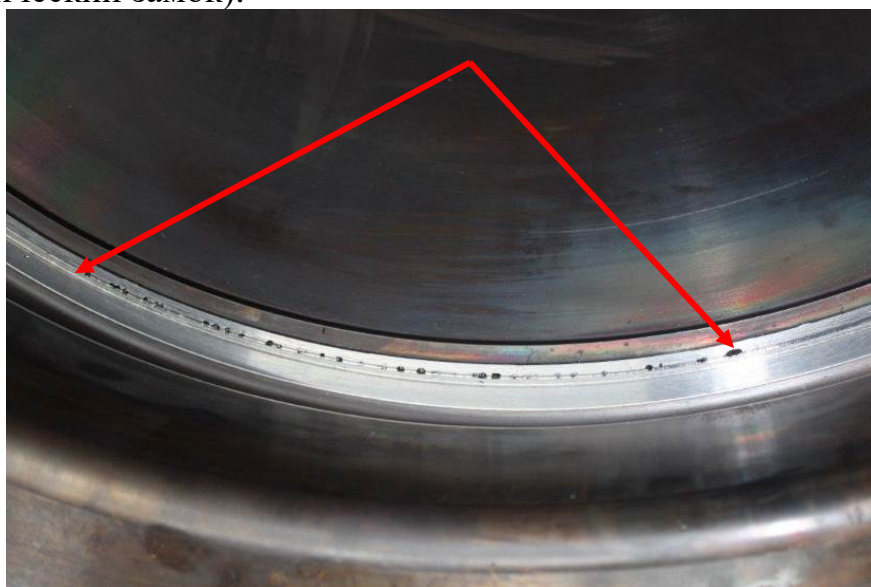


Рис. 10. Обратная сторона сварного шва на участке утопания после удаления технологических замков (стрелками обозначен участок со вскрывшимися раковинами)

С целью устранения раковин внутри сварного шва, выполнена ЭЛС с обратной стороны сварного шва. ЭЛС выполнялась в перевёрнутом виде в токарном приспособлении (Рис. 11). Токарное приспособление пред ЭЛС было размагничено с применением установки DC-10M.



Рис. 10. Оснастка для токарной обработки в которой выполнялась ЭЛС обратной стороны сварного шва

Предварительно на образце имитаторе подобран режим ЭЛС (Таб. №5).

Таблица 5

Параметр режима	значение
Ускоряющее напряжение, (кВ)	60
Ток сварки, (мА)	193
Ток фокусирующей линзы, (мА)	800
Развертка	эллипс
Частота, (Гц)	300
	X – 3,0 %
	Y – 3,0 %
Скорость сварки, (м/ч)	угол 0°
Рабочее давление в камере, (мм.рт.ст.)	8
Рабочее расстояние, (мм)	не выше 2x10 ⁻⁴
	300

С целью подавления «корневой пилы» применена развёртка электронного луча в виде эллипса (Рис. 11 и 12).



Рис. 11. Макроструктура сварного шва ЭЛС после исправления косметическим сварным швом (стрелочкой указан сварной шов выполненный с обратной стороны сварного шва с применением развёртки)



а)



б)

Рис. 12. Фотографии детали:

а) Сварной шов ЭЛС с обратной стороны детали; б) Цапфа диск 4ст. перед механической обработкой

В результате ЭЛС с наружной и внутренней стороны сварного шва по результатам РГК внутренних дефектов в виде раковин, пор, трещин пор не выявлено.

Для контроля механических свойств, сварного соединения с учётом всех ЭЛС, из образца имитатора изготовлены образцы.

Механические свойства сварного соединения после нескольких ЭЛС остались на уровне свойств сварного соединения после одной ЭЛС.

Качество ЭЛС удовлетворительное.

Исправление выполнено только ЭЛС, без разделки сварного шва и заварки ручной АДС.

Цапфа диск 4ст. направлен на дальнейшую механическую обработку.

На установке ТЭТА мод. 60E2500 отработана и внедрена технология ЭЛС ДСЕ «Спрямяющий аппарат».

«Спрямяющий аппарат» из материала ВТ-6 имеет конструктивную особенность наружное кольцо, в которое ввариваются лопатки, расположено под углом.

Поэтому ЭЛС лопаток в «Спрямяющий аппарат» (Рис. 13-17) выполняется с расположенной под углом электронно-лучевой пушкой (электронный луч должен быть направлен перпендикулярно свариваемому стыку).



Рис. 13. Установка ТЕТА 60Е2500 ЭЛС ДСЕ «Спрямяющий аппарат»

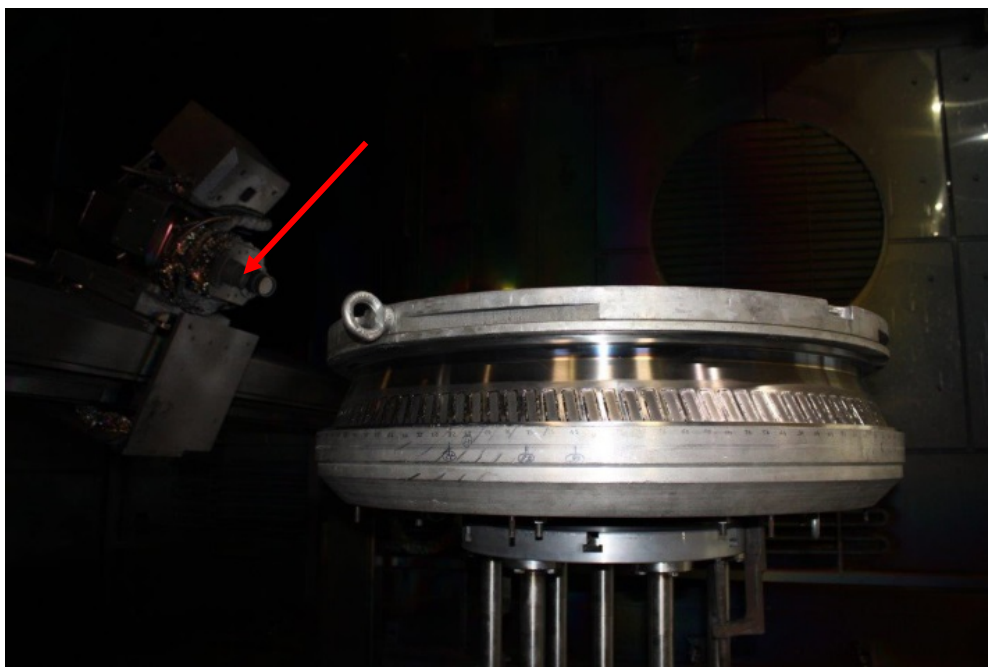


Рис. 14. ДСЕ «Спрямяющий аппарат» в оснастке (ЭП под углом показана стрелкой)



Рис. 15. Сборка под ЭЛС ДСЕ Спрямяющий аппарат



а)



б)

Рис. 16. Фотографии детали и шва

а) Внешний вид Спрямяющего аппарат после ЭЛС; б) Макроструктура сварного шва



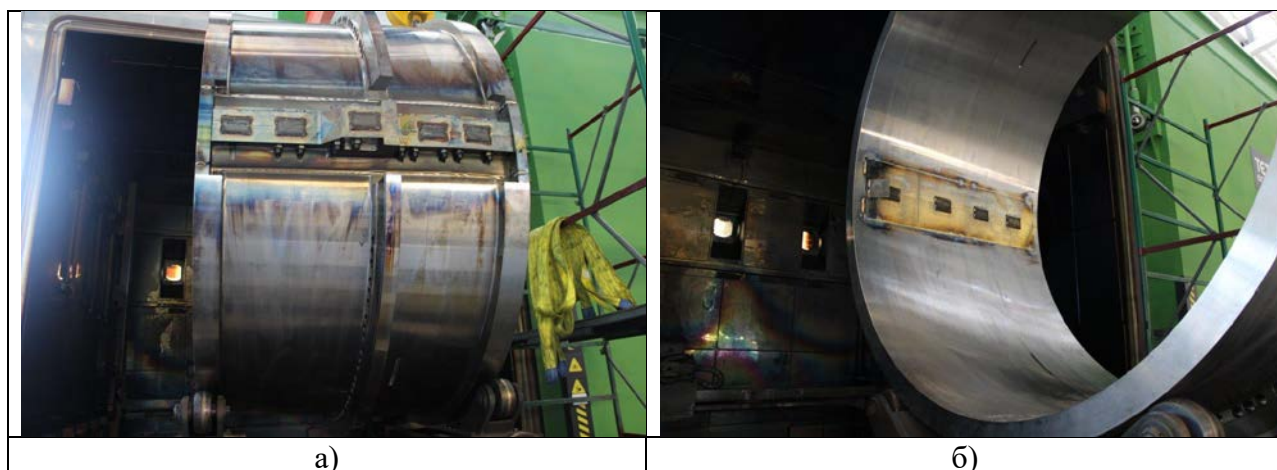
а)



б)

Рис. 17. Внешний вид сварных швов ДСЕ Спрямяющий аппарат после ЭЛС:
а) С наружной стороны сварного шва; б) С внутренней стороны сварного шва.

Освоена ЭЛС крупногабаритных корпусных деталей компрессора из материала ЭП609-Ш большой толщины кольцевыми швами, например, при ЭЛС корпусных ДСЕ внедрена варка фланцев горизонтального разъема переменного сечения продольными швами (Рис. 18-20).



а)

б)

Рис. 18. Фотографии детали

а) Внешний вид ЭЛС Корпус компрессора 5-10 ст. ГТД большой мощности (свариваемая толщина 90,0мм переменное сечение; б) Обратная сторона сварного шва

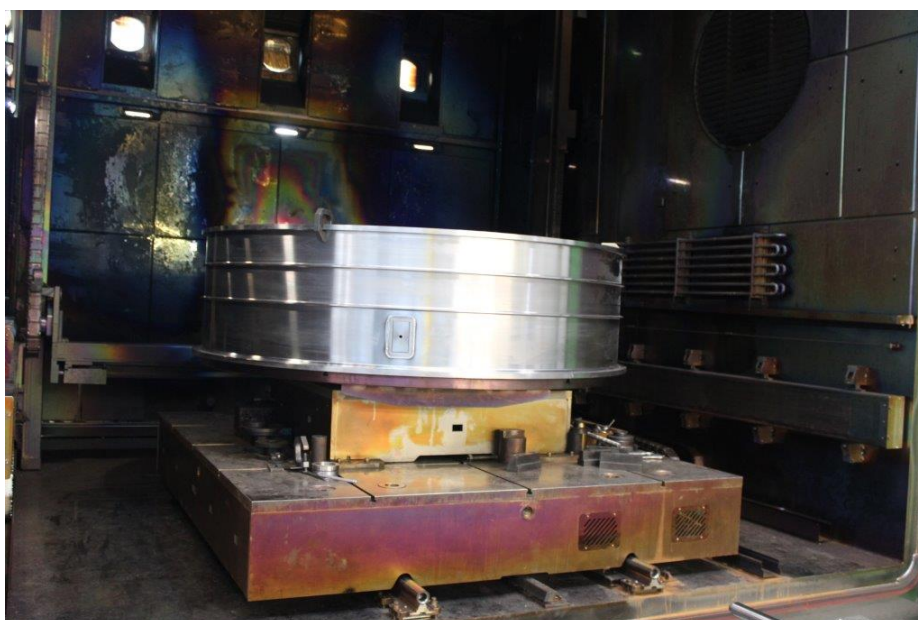


Рис. 19. Установка ТЕТА 60Е2500 ЭЛС ДСЕ корпус компрессора

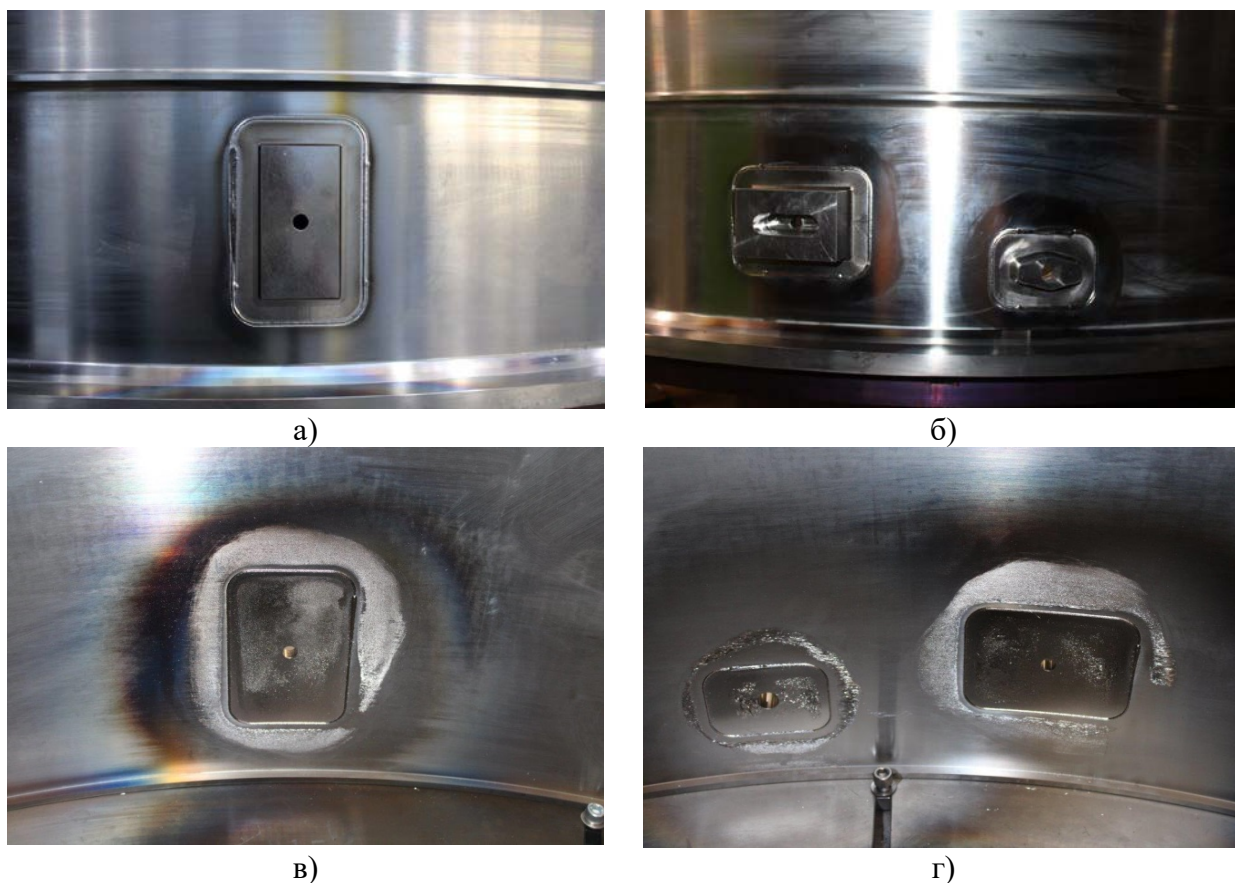


Рис. 20. Внешний вид сварных швов сваренных ЭЛС:
а, б) с наружной стороны фланцев;
в, г) с внутренней стороны фланцев

Освоена ЭЛС корпуса соплового аппарата из материала ВТ6 (Рис. 21 и 22).

Особенность сварки данной сборочной единицы состоит в том, что ЭЛС лопаток корпуса СА выполнена с формированием обратного валика сварного соединения со стороны проточной части. При сварке лопаток во внутреннее кольцо электронно-лучевая пушка устанавливается во внутреннее кольцо корпуса СА.

Для создания данной технологии ЭЛС потребовалось провести опытные работы по подбору режима ЭЛС, обеспечивающего стабильность формирования обратного валика в свариваемых материалах толщиной 4,0 и 16,0 мм. Разработанная оснастка для ЭЛС обеспечивает защиту проточной части детали от сварочных брызг и трансканального электронного луча, образующегося при ЭЛС с формированием обратного валика.

Освоение и внедрение данной технологии ЭЛС корпуса СА на ПАО «ОДК-Сатурн» позволило изготовить корпус СА с минимальной трудоёмкостью и минимальными затратами на технологическую подготовку. Исключив применения технологии ручной аргоно-дуговой сварки в обитаемой камере.



а)



б)

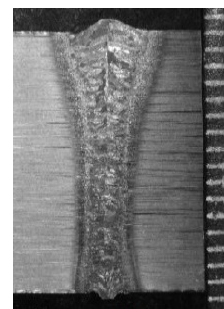
Рис. 21. Установка ТЭТА 60Е2500 ЭЛС ДСЕ корпус соплового аппарата:
а) Электронно-лучевая пушка ЭЛС снаружи корпуса соплового аппарата;
б) Электронно-лучевая пушка ЭЛС внутри корпуса соплового аппарата (стрелкой показана специальная удлинительная штанга)



а)



б)



в)

Рис. 22. Корпус СА:
а, б) Сварные швы ЭЛС внутреннего кольца;
в) Макроструктура сварного шва с внутреннего кольца с формированием обратного валика (свариваемая толщина 16,0 мм)

Освоена ЭЛС роторов компрессоров ГТД из материала ВТ8-1 (Рис. 23).

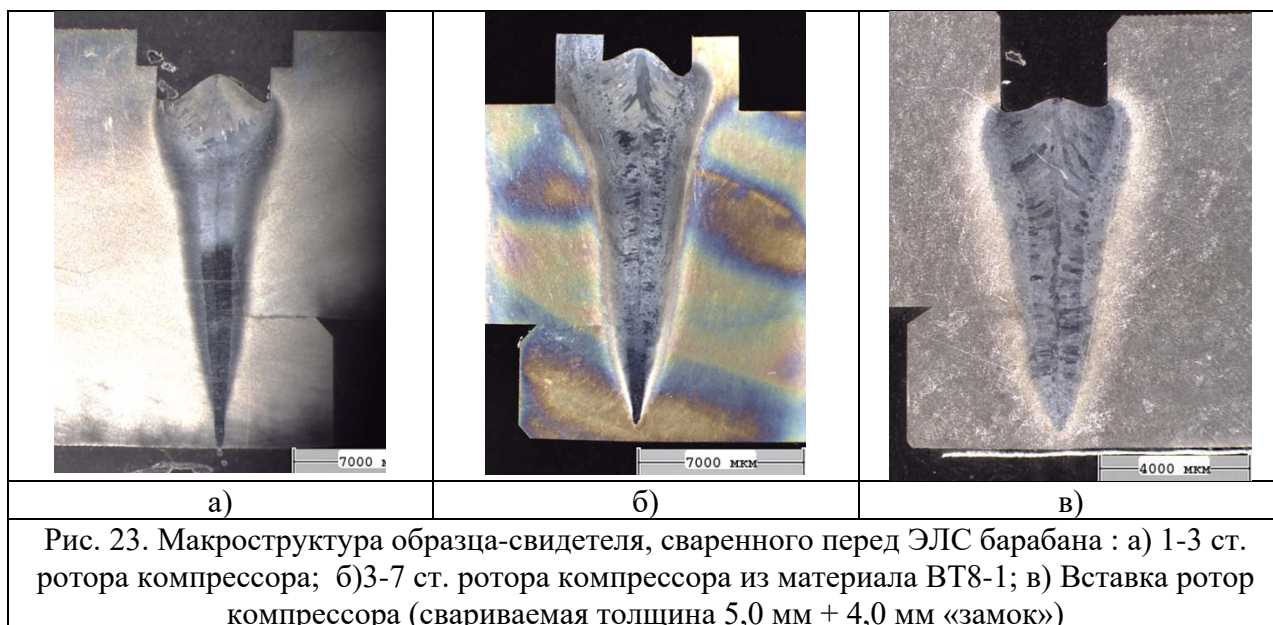


Рис. 23. Макроструктура образца-свидетеля, сваренного перед ЭЛС барабана : а) 1-3 ст. ротора компрессора; б) 3-7 ст. ротора компрессора из материала ВТ8-1; в) Вставка ротор компрессора (свариваемая толщина 5,0 мм + 4,0 мм «замок»)

Сварка образца-свидетеля $\neq (10,5+5)$ мм (замок) из материала ВТ8-1 проводилась в ц. 57 на установке мод. ТЕТА 60Е2500 по режимам, указанным в табл. 6.

Таблица 6

Параметры	Значение $\neq (10,5+5)$ мм (замок)	Значение $\neq (5,0+4)$ мм (замок)
ток сварки, мА	47	30
развертка	«эллипс» Х- 1,0 %, У- 0,5 % угол 0°; 400 Гц	«эллипс» Х- 1,0 %, У- 0,5 % угол 0°; 400 Гц
ток фокусирующей линзы, мА	790	790
ускоряющее напряжение, кВ	60	60
скорость сварки, м/ч	30	30
рабочее расстояние, мм	300	300
рабочее давление в камере, мм рт.ст.	не выше 2×10^{-4}	не выше 2×10^{-4}

Освоена ЭЛС роторов компрессоров ГТД из материала ВЖЛ-136 и ЭП866 (Рис. 24).

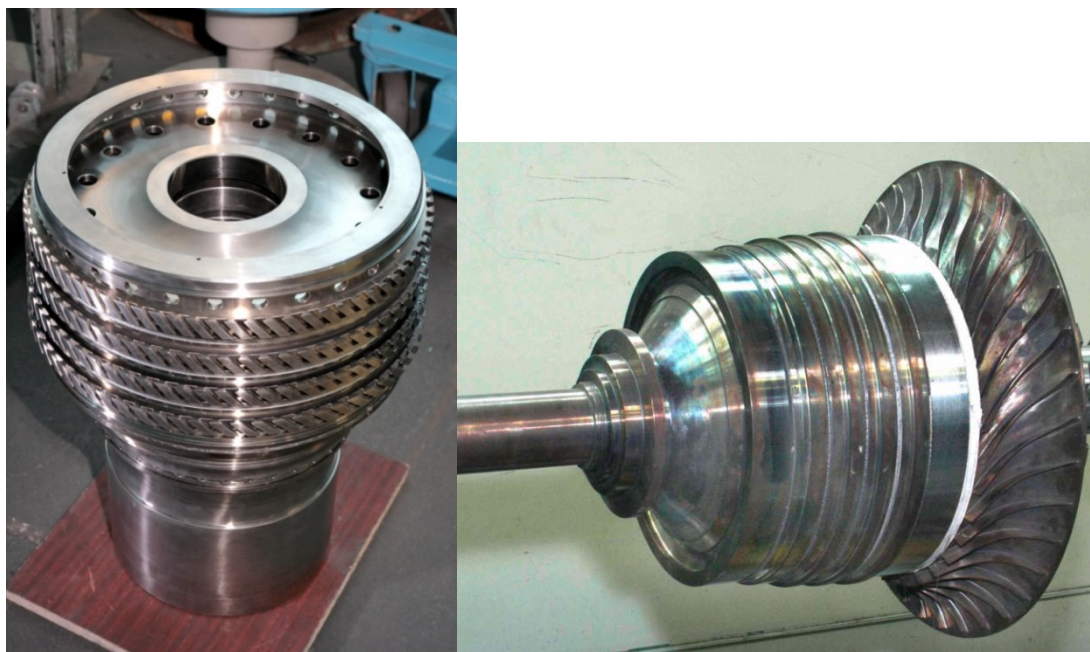


Рис. 23. Ротора ГТД сваренные ЭЛС

По итогам эксплуатации установки мод. ТЕТА 60Е2500 мм можно сделать следующие выводы:

Положительные моменты в эксплуатации:

1. Установка полностью соответствует требованиям технического задания разработанного специалистами ПАО «ОДК-Сатурн».
2. В настоящее время на установки мод. ТЕТА 60Е2500 выполняется сварка практически всей номенклатуры ДСЕ свариваемых на предприятии ЭЛС (за исключением ЭЛС малоразмерных роторов).
3. Особенно хочется отметить высокую скорость откачки вакуума, это позволяет значительно повысить производительность оборудования, что в условиях высокой загрузки оборудования является важным фактором.
4. В качестве эмиттера в электронно-лучевой пушке энергоблока ТЕТА 60SH60 используется танталовый катод. Катоды из тантала имеют высокую эмиссионную способность, выдерживают большое количество термосмен, это позволяет уверенно вести ЭЛС в течении десятков часов. (Ранее перед ЭЛС каждого ответственного узла выполнялась замена катода, это было обязательным требованием, в настоящее время это требование из технологии исключено.) В процессе отработки технологии ЭЛС была выявлена особенность ЭЛС танталовыми катодами, при одинаковых режимах с ЭЛС с применение катодов из гексаборида лантана (энергоблок ЭЛА-60/60) сварные швы на установке мод. ТЕТА 60Е2500 очень узкие. В некоторых случаях при входе в «технологический замок» ширина сварного шва не перекрывала заходную фаску (0,5 мм) Поэтому с целью увеличения ширины сварного шва на входе в

«технологический замок» практически все режимы подобранные на установке мод. ТЭТА 60Е2500 имеют в своих параметрах развёртку.

5. Удобная (хорошо продуманная) эргономика рабочего места оператора ЭЛУ.
6. Надёжная работа видеокамер позволяет оператору контролировать процесс ЭЛС.

Замечания, выявленные в работе установки мод. ТЭТА 60Е2500.

1. Не удовлетворительное качество работы видеоконтрольного устройства (ВКУ). На мониторе контрольное изображение энергоблока ТЭТА 60SH60 выглядит, как показано фото 24а. Качество изображения недостаточное для уверенной настройки на свариваемый стык (Рис. 25).

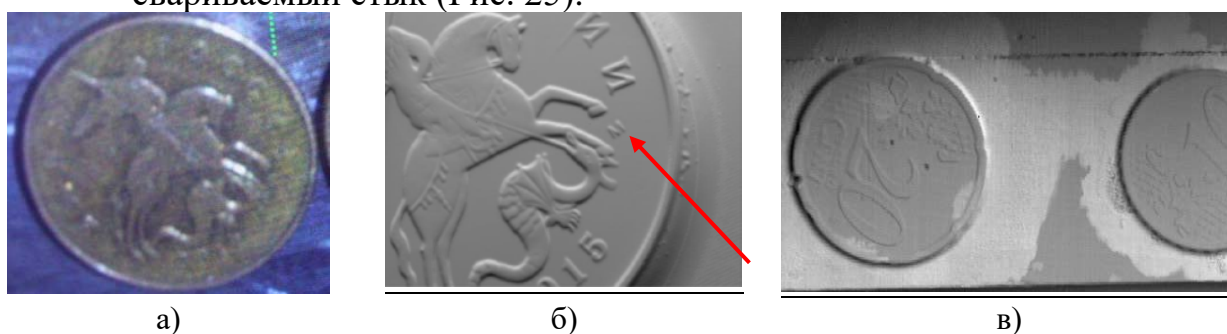


Рис. 25. Работа ВКУ:

- а) Работа ВКУ энергоблока ТЭТА 60SH60;
- б) показано изображение с ВКУ энергоблока ЭЛА 60/60 (красной стрелочкой показана буква «М» которую должно быть чётко видно);
- в) изображение ВКУ установки EVOCAM KS80-2 PN 250 KM

2. Не освоили ЭЛС с подачей присадочной проволоки;
3. Не предусмотрели в ТЗ возможности установки электронно-лучевой пушки для ЭЛС с обратной стороны сварных швов крупногабаритных корпусных узлов (например для ЭЛС корпуса компрессора – Рис. 18).
4. Не заложили в ТЗ многоместное приспособление для ЭЛС. С учётом быстроты откачки вакуума, ЭЛС не больших ДСЕ была бы целесообразна с применением многоместного приспособления.

Замечания 2,3,4 в целом не снижают высокой оценки установки мод. ТЭТА 60Е2500, а говорят скорей о том, что всё развивается (особенно если ЭЛС много) и нет пределу совершенству.

С ростом количества заказов на газотурбинных двигателях большой мощности остро встал вопрос о капитальном ремонте (модернизации) установки ЭЛУР-1АТ.

Придерживаясь принципа взаимозаменяемости энергоблоков было разработано ТЗ, а компания ООО «НПК ТЭТА» г. Томск выполнила модернизацию установки ЭЛУР-1АТ. От ЭЛУР-1АТ осталась только вакуумная камера. Все основные системы установки (ЭМК, вакуумная система, энергоблок) были заменены (Рис. 26).



Рис. 26. Капитальный ремонт (модернизация) ЭЛУР-1АТ

В моём докладе на четвертой международной конференции ЭЛСиСТ, проводимой МЭИ в 2021г, были обозначены проблемы электронно-лучевой сварки разделённые на 2 вида:

1. Технические;
2. Технологические.

Технические проблемы:

Низкая скорость создания вакуума (решена установке ТЕТА 60Е2500);

Низкая эмиссионная стойкость катодов из гексаборида лантана (решена установке ТЕТА 60Е2500).

Остальные проблемы:

Оценка эмиссионной способности катода (заключение о работоспособности катода);

Отсутствие системы контроля пространственно-энергетических параметров электронного луча (диагностика ЭЛ: положение фокуса относительно поверхности изделия, минимальный диаметр, угол сходимости, максимальная плотность тока и её распределение в луче);

Отсутствие систем контроля совмещения электронного луча со свариваемым стыком;

Отсутствие систем контроля за положением луча относительно свариваемого стыка, при ЭЛС больших толщин (контроль по рентгеновскому излучению);

Отсутствие систем контроля и стабилизации глубины проплавления (существующие системы эффективны только при сквозном проплавлении);

Создание длиннофокусной малогабаритной ЭЛ пушки для ЭЛС под углом 90° барабанов изнутри (Рис. 27).



Рис. 27. «Внутритрубная» ЭЛ пушка разработки и изготовления «ИЭС им. Е.О. Патона»

Технологические проблемы:

1. Устранение корневых дефектов при ЭЛС;
2. Отсутствие расчётных моделей процесса ЭЛС в различных условиях;
3. Ремонт дефектных участков с подачей присадочной проволоки;
4. Размагничивание деталей перед ЭЛС.

Производство газотурбинных двигателей большой мощности является важной стратегической задачей России. Оно не возможно без разработки и реализации технологии сварки крупногабаритных деталей. В свое время создание установки ЭЛС ЭЛУР-1АТ позволило совершить технологический скачок, обеспечивший на многие годы ведущие позиции ПАО «ОДК-Сатурн» в производстве газотурбинных двигателей большой мощности. Ввод в эксплуатацию установки ТЕТА 60Е2500 – очередной качественный шаг в этом направлении.

Литература

1. Ильин И.В., Поляков А.Н., Осипов И.В. Развитие электронно-лучевой сварки крупногабаритных деталей в ПАО "ОДК-Сатурн". // Заготовительные производства в машиностроении. – 2025, Том 23, №2, с. 89-97.

О возможности восстановления изделий с направленной структурой¹

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

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

Аннотация. Настоящее исследование было проведено с целью установления возможности формирования средствами электронно-лучевого аддитивного производства аддитивных слоев на фрагменте литого изделия из жаропрочного никелевого сплава с направленной структурой, как способ наращивания (восстановления) эксплуатационных повреждений литого изделия. В результате проведенных комплексных структурных исследований установлено, что посредством электронно-лучевого аддитивного производства возможно формирование на подложке из жаропрочного сплава на основе никеля с направленной структурой аддитивных слоёв из аналогичного сплава, с целью наращивания (восстановления) подложки. При этом рост аддитивных слоев на наращиваемой (восстанавливаемой) подложке реализуется по эпитаксиальному механизму с наследованием направленной структуры подложки до предфинального слоя, включительно.

Ключевые слова: жаропрочный сплав, направленная структура, электронно-лучевая аддитивная технология.

Abstract. This study was conducted to establish the feasibility of using electron-beam additive manufacturing to form additive layers on a fragment of a cast product made of a heat-resistant nickel alloy with a directional structure, as a method for building up (restoring) operational damage to the cast product. Comprehensive structural studies revealed that electron-beam additive manufacturing can be used to form additive layers of a similar alloy on a substrate made of a heat-resistant nickel-based alloy with a directional structure, for the purpose of building up (restoring) the substrate. Moreover, the growth of additive layers on the growing (restoring) substrate is realized via an epitaxial mechanism, with the directional structure of the substrate inherited up to and including the pre-final layer.

Keywords: superalloy, directional structure, electron beam additive manufacturing.

Введение

В недавнем исследовании [1] на примере модельных аддитивных изделий упрощенной формы в виде вертикальных тонких стенок было показано, что средствами электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) возможна реализация ремонта поврежденных аддитивных изделий из никелевых суперсплавов с направленной структурой. В развитие этой темы настоящее исследование было проведено с целью установления возможности формирования средствами ЭЛАП аддитивных слоев на фрагменте литого изделия из жаропрочного никелевого сплава с направленной структурой, как

¹ Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием научных исследований ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0001.

способ наращивания (восстановления) эксплуатационных повреждений литого изделия.

Материал и методы исследования

В настоящем исследовании в качестве ремонтируемого изделия использовали вырезку заготовки, сформированной из содержащего жаропрочного никелевого сплава второго поколения [2, 3] методом литья с направленной кристаллизацией [4]. Фактический элементный состав материала указанной подложки приведены в таблице 1.

Таблица 1.

Фактический элементный состав материала подложки, исходных прутков и аддитивного изделия, мас. %

Материал	Элемент							
	Cr	Re	Al	Ta	W	Nb	Co	Fe
Подложка	4.72	3.87	4.80	2.94	9.47	1.67	9.55	0.104
	±	±	±	±	±	±	±	±
	0.06	0.11	0.18	0.07	0.12	0.02	0.08	0.014
Филамент (исходный пруток)	4.99	3.88	5.73	4.03	8.48	1.57	9.27	0.11
	±	±	±	±	±	±	±	±
	0.10	0.30	0.10	0.30	0.40	0.10	0.10	0.10
Аддитивное изделие	5.00	3.99	4.46	3.06	9.29	1.68	9.27	0.07
	±	±	±	±	±	±	±	±
	0.06	0.11	0.19	0.07	0.11	0.02	0.07	0.01
	Mo	Ni	Остальное					
Подложка	1.21	61.28	C* + (Hf:0.089+V:0.083+Ti:0.072): 0.244					
	±	±						
	0.01	0.17						
Филамент (исходный пруток)	1.16	60.50	C* + (Si:0.020+Ti:0.011+Hf:0.081+Mn:0.021): 0.133					
	±	±						
	0.10	0.15						
Аддитивное изделие	1.23	60.89	C* + (Si:0.681+Ti:0.014+Hf:0.077+P:0.130+Mn:0.031): 0.933					
	±	±						
	0.01	0.18						

* Содержание углерода методом рентгенофлуоресцентного спектрального анализа не определяется.

В таблице 2 указаны значения основных технологических параметров процесса ЭЛАП формирования аддитивного изделия. При этом реализовывалась однонаправленная стратегия 3D печати. Т.е. каждый последующий слой аддитивного изделия формировался в том-же направлении печати, что предыдущий. На рисунке 1 направление печати слоёв показано как ST.

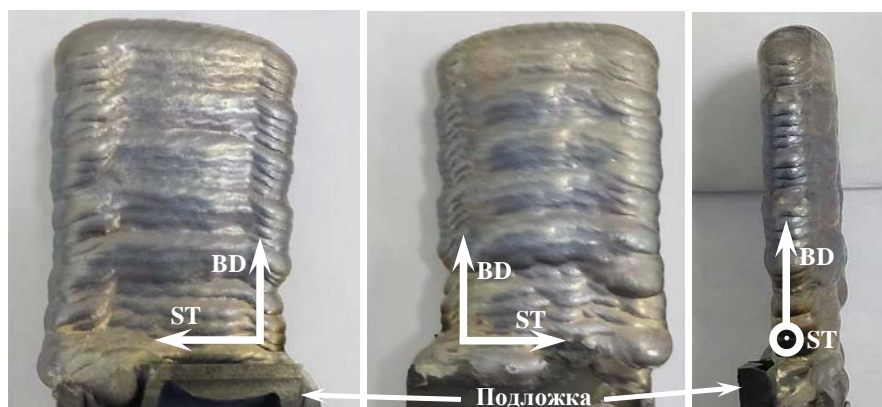
Основные технологические параметры (ускоряющее напряжение, ток электронного пучка и скорость перемещения рабочего стола) обуславливают погонную энергию (E, кДж/мм) [5]. Как ранее было показано в работе [6] формирование аддитивных изделий, не содержащих макродефектов (трещин всех видов и пор) с удовлетворительным соблюдением заданной формы обеспечивается экспоненциальным снижением погонной энергии по мере

увеличения высоты аддитивного изделия. Что было реализовано в настоящем исследовании.

Таблица 2.

Значения основных технологических параметров ЭЛАП и погонной энергии

U, кВ	I, мА	v, мм/мин	E, кДж/мм	Примечание
30	20.5	20	1.83	Ток пучка экспоненциально снижался в зависимости от высоты аддитивного изделия.
	9.0		0.84	



BD (building direction) – направление аддитивного выращивания,
ST (scanning trajectory) – направление 3D печати

Рисунок 1 – Внешний вид аддитивного изделия упрощенной формы в виде вертикальной стенки, сформированный на подложке с направленной структурой

Определение элементного состава материала подложки, исходных прутков и аддитивного изделия проводилось средствами рентгенофлуоресцентного спектрального анализа при помощи анализатора Niton XL3t GOLDD++ (Thermo Scientific Portable Analytical Instruments, Inc., США).

Макроскопическая фотосъемка производилась при помощи цифровой фотокамеры Pentax K-3 (Ricoh Company, Ltd., Япония).

Из аддитивного изделия (см. рисунок 1) вырезались темплеты (заготовки) для последующего изготовления продольных и поперечных шлифов (параллельно и перпендикулярно траектории 3D печати) для структурных исследований с помощью световой микроскопии. Шлифы для структурных исследований были подготовлены методами механического шлифования и полирования с последующим химическим травлением реактивом Марбле. Макро- и микроструктуру материала аддитивных изделий исследовали с помощью конфокального микроскопа LEXT OLS 4100 (Olympus Corporation, Токио, Япония).

Результаты и обсуждение

Формирование исследуемого аддитивного изделия было реализовано последовательной печатью 28 слоёв, при этом наибольшие габаритные размеры аддитивного изделия составили $40.0 \times 21.0 \times 6.3 \text{ мм}^3$

(высота×ширина×толщина). На рисунке 2 приведена зависимость тока пучка от времени при формировании исследуемого аддитивного изделия. Отмеченное выше экспоненциальное снижение тока пучка обусловлено компенсацией аккумуляции тепла в материале ранее сформированных слоёв аддитивного изделия по мере увеличения его высоты в процессе 3D печати (см. рисунок 2(а)). Кроме того, для компенсации условий отвода тепла из ванны расплава при формировании каждого из слоёв осуществлялась корректировка тока электронного пучка. В начале и в конце нанесения каждого слоя ток пучка уменьшался приблизительно на 1 мА (см. рисунок 2(б)).

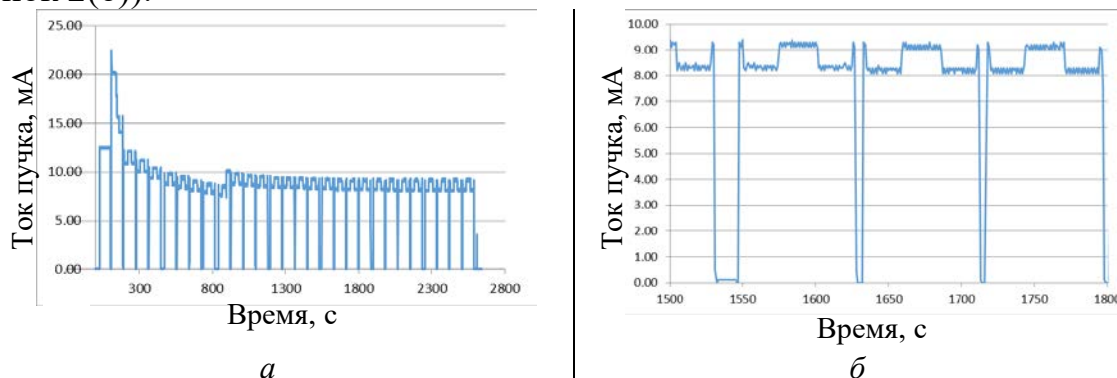


Рисунок 2 – Зависимость тока пучка от времени при формировании исследуемого аддитивного изделия

Макроструктура материала аддитивного изделия, сформированного на подложке из жаропрочного сплава на основе никеля с направленной структурой, представлена эпитаксиально растущими от подложки колониями дендритов, см. рисунок 3. Как в продольном сечении (рисунок 3(а)), так и в поперечном сечении (рисунок 3(б)), каких-либо макродефектов (трещин всех типов, пор, расслоений и т.п.) не выявляется в любых локациях шлифов от подложки до финального слоя исследуемого аддитивного изделия.

На рисунках 4 и 5 приведены характерные изображения микроструктуры исследуемого аддитивного изделия в продольном сечении, параллельном направлению 3D печати, на различных от подложки. В материале подложки все оси дендритов первого порядка параллельны друг другу составляя единую колонию дендритов или единственное зерно. Средний угол отклонения осей дендритов первого порядка от направления аддитивного выращивания изделия ВД составляет 13 градусов (на рисунке 4(а) показан как Ψ_0). Среднее расстояние между осями дендритов первого порядка λ_1 в материале подложки составляет 207 мкм, см. рисунок 4 и таблицу 2.

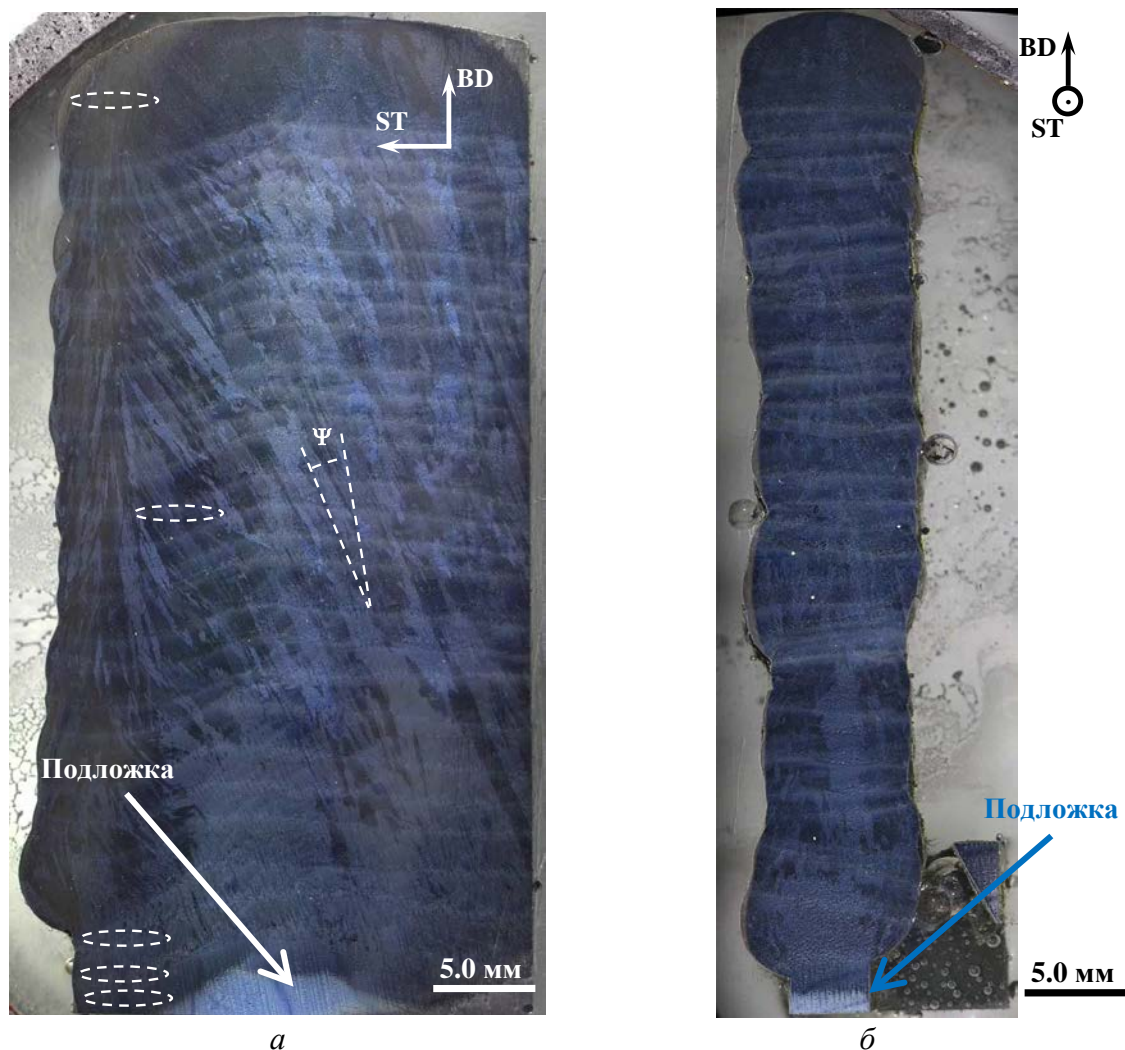


Рисунок 3 – Макроструктура аддитивного изделия упрощенной формы в виде вертикальной стенки, сформированный на подложке с направленной структурой: в продольном сечении, параллельном направлению 3D печати (а) и в поперечном сечении, перпендикулярном направлению 3D печати (б).

Замкнутыми штриховыми линиями показаны локации измерений микротвёрдости

В переходном слое от материала подложки к материалу аддитивного изделия все оси дендритов первого порядка параллельны друг другу составляя единую колонию дендритов или единственное зерно. Оси дендритов первого порядка эпитаксиально сформировались на материале подложки. Соответственно средний угол отклонения осей дендритов первого порядка от направления аддитивного выращивания изделия BD как и в материале подложки составляет 13 градусов (на рисунке 5(е) показан как Ψ_0). Вместе с тем среднее расстояние между осями дендритов первого порядка λ_1 в переходном слое составляет 51 мкм, см. рисунок 5(д, е) и таблицу 2. Очевидно, что более чем четырёхкратно меньшие размеры элементов структуры (расстояние между осями дендритов первого порядка) обусловлены высокой скоростью кристаллизации материала аддитивного изделия в процессе его формирования и высокими значениями градиента температуры в непосредственной близости от охлаждаемой в течение аддитивного процесса подложки.

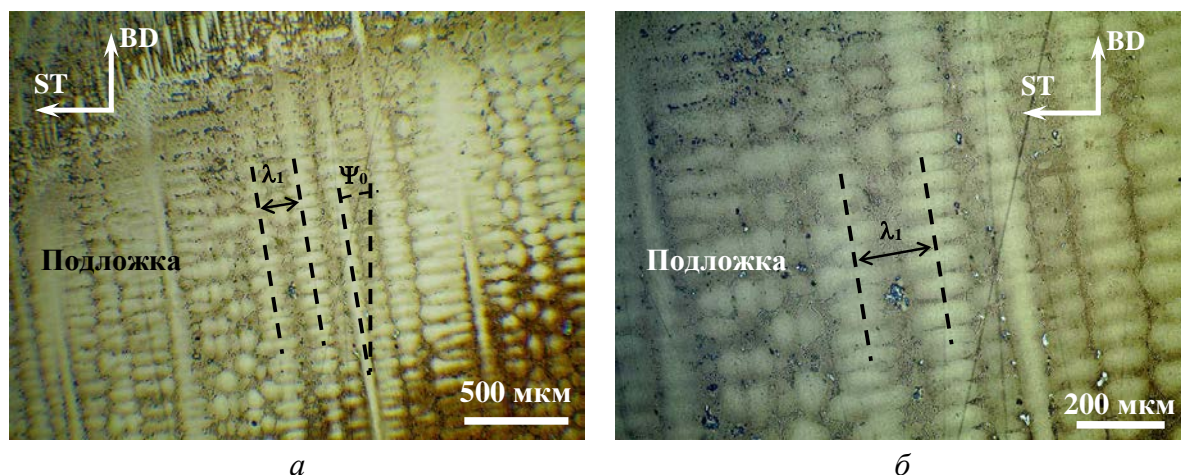


Рисунок 4 – Микроструктура подложки с направленной структурой

На полувысоте исследуемого аддитивного изделия дендритные оси первого порядка внутри колоний преимущественно растут эпитаксиально через слои в направлении аддитивного выращивания ВD с наклоном в сторону направления 3D печати в слоях (направление ST), см. рисунок 5(в, г). При этом, в отличие от переходного слоя, наблюдаются множественные колонии дендритов. Средний угол отклонения от направления аддитивного выращивания изделия ВD осей дендритов первого порядка, и, соответственно колоний дендритов), составляет 30 градусов (на рисунке 5(в) показан как Ψ). Среднее расстояние между осями дендритов первого порядка λ_1 на полувысоте аддитивного изделия составляет 87 мкм, см. рисунок 5(г) и таблицу 2.

В финальных слоях материала аддитивного изделия оси дендритов первого порядка ориентированы квазихаотично. Углы отклонения от направления аддитивного выращивания изделия ВD осей дендритов первого порядка, и, соответственно колоний дендритов), лежит в диапазоне от 0 до 90 градусов, см. рисунок 5(а). При этом среднее расстояние между осями дендритов первого порядка λ_1 составляет 99 мкм, см. рисунок 5(б) и таблицу 2.

Отметим ещё одну особенность структурно-фазового состояния материала исследуемого аддитивного изделия, на всех расстояниях от подложки между осями дендритов первого порядка локализованы выделения карбидов типа $(Ti,Nb,W)C$ (на рисунке 5 визуализируются в виде темных дисперсных выделений), а также γ/γ' - эвтектика (на рисунке 5 визуализируются в виде светлых дисперсных выделений).

Средние значения микротвердости материала подложки и исследуемого аддитивного изделия в различных локациях от подложки приведены в таблице 2. Отметим монотонный рост микротвердости материала аддитивного изделия по мере увеличения расстояния от подложки.

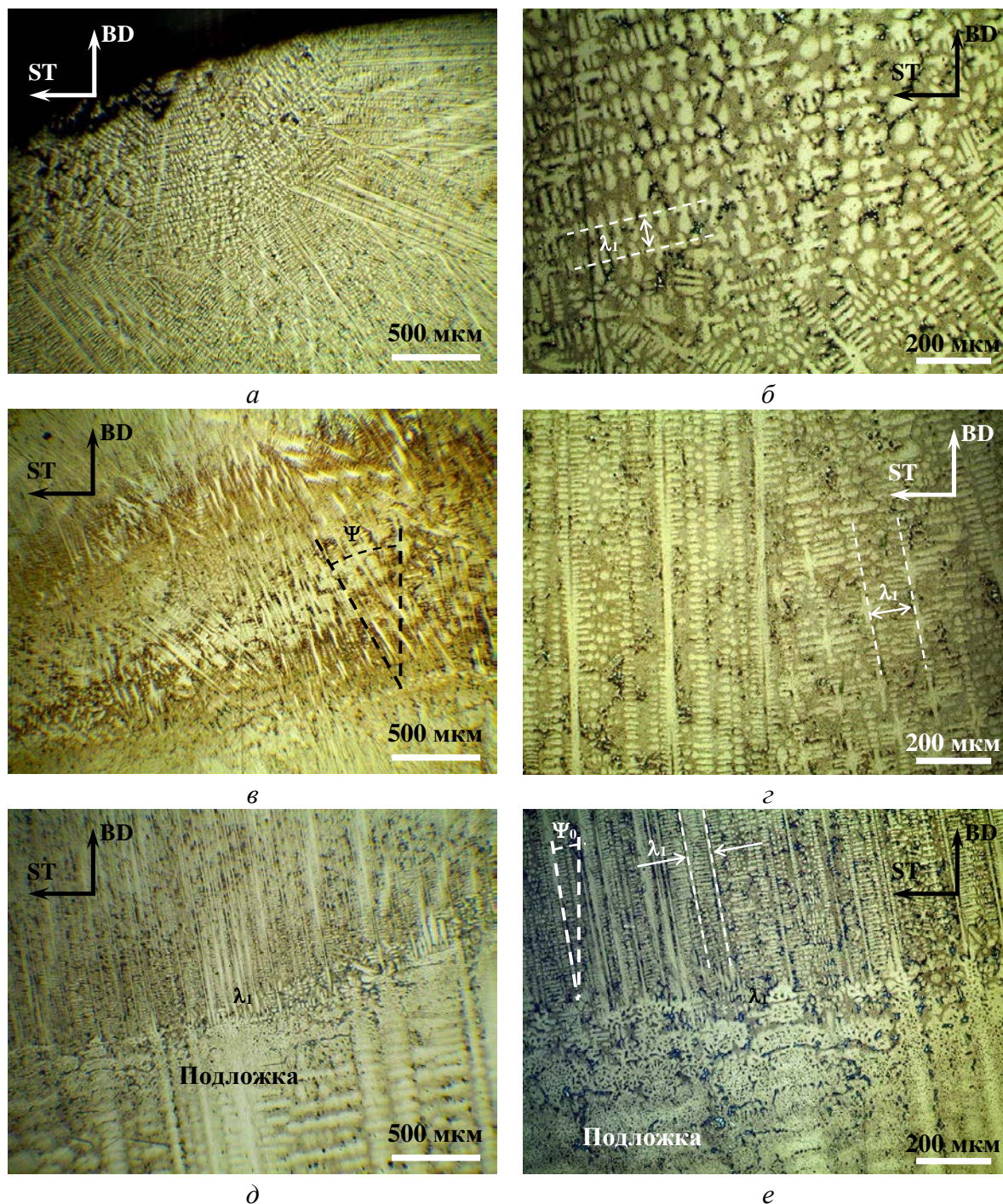


Рисунок 5 – Микроструктура аддитивного изделия упрощенной формы в виде вертикальной стенки, сформированный на подложке с направленной структурой в продольном сечении, параллельно направлению 3D печати: в области финальных слоёв (а), (б); на полувысоте аддитивного изделия (в), (г); непосредственно у подложки (д), (е)

Средствами рентгенофлуоресцентного спектрального анализа был установлен фактический элементный материал исследуемого аддитивного изделия и прутков исходного материала, результаты приведены в таблице 1. Из анализа данных таблицы 1 следует, что в материале исследуемого аддитивного изделия содержание алюминия и тантала ниже, а содержание вольфрама выше значений на 21,7, 2,7 и 4,4 %, такового в материале подложки и исходных прутков.

Таблица 3

Средние значения расстояний между осями дендритов первого порядка λ_1 и микротвердости H_{μ} материала подложки и исследуемого аддитивного изделия

Локация	λ_1 , мкм	H_{μ} , ГПа
Подложка	207	5.80 ± 0.21
Переходная у подложки	51	6.08 ± 0.09
Первый слой изделия	85	6.17 ± 0.22
Полувысота изделия	87	6.05 ± 0.22
Финальный слой изделия	99	6.31 ± 0.28

Заключение

Установлено, что посредством электронно-лучевого аддитивного производства возможно формирование на подложке из жаропрочного сплава на основе никеля с направленной структурой аддитивных слоёв из аналогичного сплава, с целью наращивания (восстановления) подложки.

При этом рост не содержащих макродефектов аддитивных слоев на наращиваемой (восстанавливаемой) подложке реализуется по эпитаксиальному механизму с наследованием направленной структуры подложки до предфинального слоя, включительно.

Для формирования аддитивных слоёв необходимо в процессе ЭЛАП обеспечивать экспоненциальное уменьшение погонной энергии по мере возрастания количества сформированных аддитивных слоёв, а также осуществлять корректировку погонной энергии в процессе нанесения каждого аддитивного слоя.

Список литературы

1. Gurianov D. Assessment of Structure and Properties Homogeneity after Repairing of a Nickel-Based Superalloy Product by the Electron Beam Additive Technology / D. Gurianov, S. Fortuna, S. Nikonov, T. Kalashnikova, A. Chumaevskii, V. Utyaganova, E. Kolubaev, V. Rubtsov, // Crystals (2022), 12, 1400. <https://doi.org/10.3390/cryst12101400>.
2. Harris K. Development of the Rhenium Containing Superalloys CMSX-4 & CM 186 LC for Single Crystal Blade and Directionally Solidified Vane Applications in Advanced Turbine Engines / K. Harris, G. Erickson, S. Sikkenga, W. Brentnall, J. Aurrecoechea, K. Kubarych, // Superalloys, 1992, 1992, p 297.
3. Basak A. Microstructures and Microhardness Properties of CMSX-4® Additively Fabricated Through Scanning Laser Epitaxy (SLE) / A. Basak, S.H. Raghu, S. Das // J. Mater. Eng. Perform. 2017, 26, 5877–5884. <https://doi.org/10.1007/s11665-017-3008-9>.
4. Krawczyk J. The Influence of the Cooling Bores on the Dendritic Structure and Crystal Orientation in Single-Crystalline Cored CMSX-4 Turbine Blades / J. Krawczyk, W. Bogdanowicz // Materials 2021, 14, 3966. <https://doi.org/10.3390/ma14143966>.
5. ГОСТ Р 58904-2020/ISO/TR 25901-1:2016 Сварка и родственные процессы. Словарь. Часть 1. Общие термины.
6. Utyaganova V.R. Controlling the porosity using exponential decay heat input regimes during electron beam wire-feed additive manufacturing of Al-Mg alloy / V.R. Utyaganova, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, et al // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2020. -V. 108 (9-10). – 2823.

Адаптация оптимальных режимов сварки на технологическом оборудовании ЭЛС

Серегин Ю.Н., Мурыгин А.В.

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

Аннотация. В работе обобщены результаты научных исследований по моделированию технологических параметров электронно-лучевой сварки алюминиевых и титановых сплавов. Целью работы является адаптация результатов проведенных исследований на технологическом оборудовании электронно-лучевой сварки. Задачей проведенных научных исследований выбрано повышение качества сварного шва за счет оптимальной формы и отсутствие дефектов в виде пор и трещин. В основе расчетов применена теория концентрированных источников энергии, эквивалентных электронно-лучевому пучку. В ходе исследования теплового процесса нагрева материала авторами разработаны и опробованы критерии, позволяющие оптимизировать такие параметры сварки, как скорость сварки и положение фокусного пятна относительно поверхности нагреваемой детали. Авторы в своих расчетах применили оригинальный метод нахождения скорости сварки и координаты фокусного пятна по функционалам тепловой модели. Используемые математические модели позволили построить контуры зон термического влияния, соизмеримые с формами шва, полученными на образцах во время сварки с технологическими режимами, соответствующими расчетным при моделировании параметров. Такой способ исследований позволил существенно сэкономить затраты на отработку технологического режима сварки для макетного узла. Актуальность излагаемого материала подтверждается востребованностью к качеству технологии сварки конструкций электронным пучком. По результатам моделирования предложено спрогнозировать на технологическом оборудовании такие параметры технологического процесса, как скорость сварки, оптимальное фокусное расстояние и рекомендованную энергию для выбора энергоустановки.

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

Abstract. The paper summarizes the results of scientific research on modeling the technological parameters of electron beam welding of aluminum and titanium alloys. The purpose of the work is to adapt the results of the conducted research on the technological equipment of electron beam welding. The objective of the conducted scientific research is to improve the quality of the weld due to its optimal shape and the absence of defects in the form of pores and cracks. The calculations are based on the theory of concentrated energy sources equivalent to an electron beam. During the study of the thermal process of heating the material, the authors developed and tested criteria to optimize welding parameters such as welding speed and the position of the focal spot relative to the surface of the heated part. In their calculations, the authors applied an original method for finding the welding speed and focal spot coordinates based on the functionals of the thermal model. The mathematical models used made it possible to construct the contours of the zones of thermal influence, commensurate with the seam shapes obtained on the samples during welding with technological modes corresponding to the calculated parameters during modeling. This method of research made it possible to significantly save the cost of working out the

technological mode of welding for the mock-up unit. The relevance of the presented material is confirmed by the demand for the quality of the technology of welding structures with an electron beam. Based on the simulation results, it is proposed to predict on technological equipment such process parameters as welding speed, optimal focal length and recommended energy for choosing a power plant.

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

Для создания неразъёмных соединений ответственных конструкций и узлов зачастую на производстве используется электронно-лучевая сварка (ЭЛС). В процессе получения сварных соединений по разного рода причинам появляются дефекты, которые снижают прочность детали или металлоконструкции, нарушают герметичность выполняемых посредством сварки емкостей, а также способствуют уменьшению надежности эксплуатации данного узла в целом. Требуемые параметры технологического процесса сварки обычно подбираются при помощи натуральных экспериментов. Однако, проведения натуральных экспериментов является материально затратным и требует большого количества времени.

Наибольший интерес представляет технология, которая используется для широкой номенклатуры толщин соединяемых конструкций. В работах [1÷8] авторами предложены материалы по моделированию процесса ЭЛС с целью нахождения оптимального режима для толщин от 0,1 до 30 мм. Полученный опыт моделирования привел авторов к идее исследования возможности применения теоретического материала ЭЛС для различного технологического оборудования. Таким образом, была реализована цель оценить возможности моделирования теплового процесса нагрева исследуемого материала концентрированным источником энергии в широком диапазоне толщины и применения результатов моделирования для практического использования на электронно-лучевом оборудовании.

При моделировании процесса электронно-лучевой сварки применялся классический способ представления процесса (рис. 1)

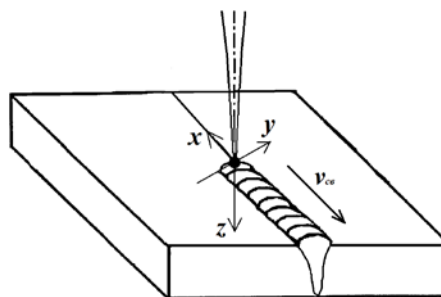


Рис. 1. Представление ЭЛС в графическом виде

в виде движущихся мгновенных источников энергии (рис. 2), количество и расположение которых в большей мере соответствует реальному электронному пучку.

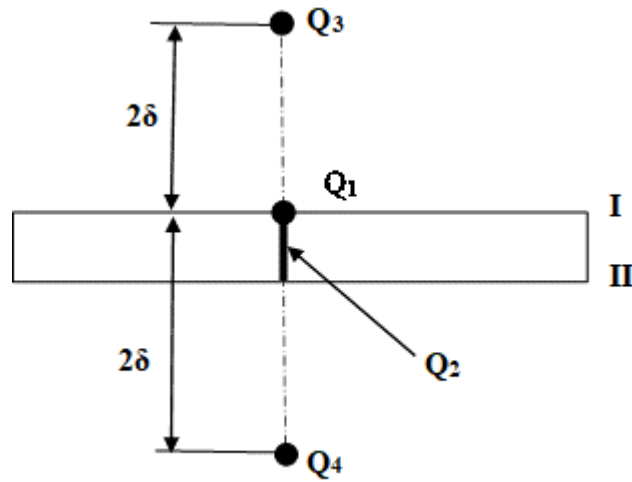


Рис. 2. Представление ЭЛС в графическом виде (δ – толщина детали; Q_1 – мгновенный точечный источник; Q_2 – мгновенный линейный источник; Q_3 и Q_4 – фиктивные точечные источники)

Температура нагрева материала вследствие воздействия выбранных источников в соответствии с [9] и принципа суперпозиции вычисляется по (1):

$$T_{\text{comp}} = \sum_{i=1}^4 T_i(x, y, z, v, t, Q_i), \quad (1)$$

где $T_1 = \frac{Q_1}{c\rho\sqrt{(4\pi a)^3}} e^{-\frac{vx}{2a}t} \int_0^t \exp\left(-\frac{v^2\tau}{4a} - \frac{x^2 + y^2 + z^2}{4a\tau}\right) \frac{d\tau}{\tau^{3/2}};$

$$T_2 = \frac{Q_2}{4\pi\lambda\delta} e^{-\frac{vx}{2a}t} \int_0^t \exp\left(-\frac{v^2\tau}{4a} - \frac{2\lambda\tau}{c\rho\delta} - \frac{x^2 + y^2}{4a\tau}\right) \frac{d\tau}{\tau};$$

$$T_3 = \frac{Q_3}{c\rho\sqrt{(4\pi a)^3}} e^{-\frac{vx}{2a}t} \int_0^t \exp\left(-\frac{v^2\tau}{4a} - \frac{x^2 + y^2 + (z-2\delta)^2}{4a\tau}\right) \frac{d\tau}{\tau^{3/2}};$$

$$T_4 = \frac{Q_4}{c\rho\sqrt{(4\pi a)^3}} e^{-\frac{vx}{2a}t} \int_0^t \exp\left(-\frac{v^2\tau}{4a} - \frac{x^2 + y^2 + (z+2\delta)^2}{4a\tau}\right) \frac{d\tau}{\tau^{3/2}}$$

– температура от воздействия соответствующих мгновенных источников (см. рис. 2).

Источники энергии в реальном технологическом оборудовании имеют более сложный характер воздействия в сравнении с идеальными источниками, поэтому для их моделирования требуется сложный математический аппарат, значительно повышающий трудоемкость в получении требуемых результатов.

В качестве решения указанной проблемы предлагается настраивать источники тепловой модели по шлифам, полученным на конкретном оборудовании. В основе такого решения было принято предположение о том,

что на параметры шва оказывают воздействие не только режим сварки, но и характеристики электронного пучка.

Тепловое поле, возникающее при нагреве материала, по своей природе не стационарно. Поэтому необходимо определить время интегрирования для расчета теплового поля при нагреве материала выбранным комплексным источником энергии. Авторы использовали время достижения зоны термического влияния требуемой глубины шва. В качестве границы зоны термического влияния принята температура, соответствующая физическим характеристикам материала (a, c, ρ).

Используемая модель теплового процесса (1) исследовалась и настраивалась для шлифа, полученного на конкретном технологическом оборудовании. Для сравнения формы поперечного сечения шва и смоделированной зоны термического влияния был выбран режим, применяемый в производственных условиях. На рис. 3 приведены результаты моделирования и форма шлифа соответствующего режима сварки. При изучении технологии сварки конструкций с различной толщиной проплавления, авторы столкнулись с задачей выбора конкретных значений энергий для источников Q_1 и Q_2 . Причем способ выбора этих величин зависит от исследуемых толщин деталей. Часто во время моделирования тепловых процессов исследователи выбирают величину энергии точечного источника, опираясь на экспериментальный материал с целью получения адекватной математической модели [10÷13]. Авторы поступили аналогичным образом, выбирая наилучшее соответствие в соотношении между шириной шва и его глубиной.

График зоны термического влияния получен вычислением (1) и выбором сечения зоны нагрева по координатам, соответствующим наибольшему отклонению температуры термического влияния от положения источника нагрева. При сравнении принимались во внимание не только контуры, но и размерные пропорции форм.

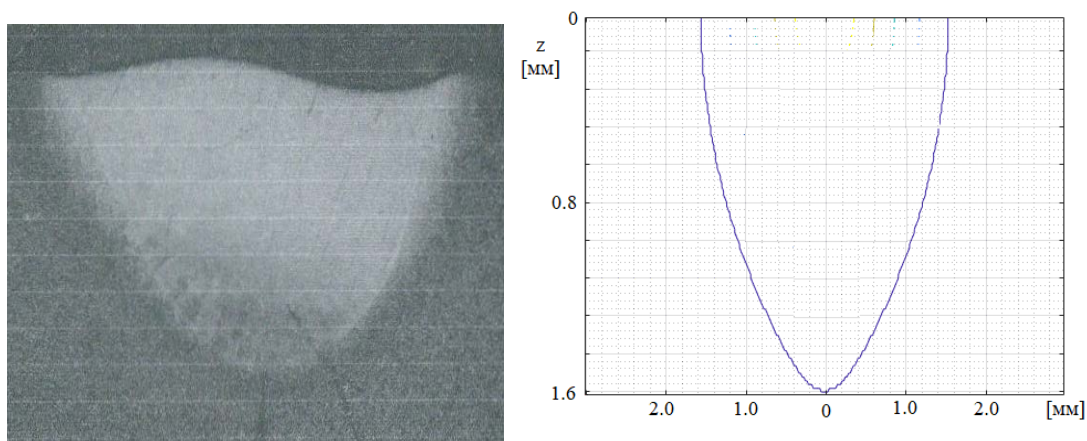


Рис. 3. Изображения формы шлифа и зоны термического влияния для применяемого в производственных условиях режима сварки

Для вычисления таких параметров технологического процесса, как скорость сварки и фокусное расстояние авторами разработана модель математического функционала (2) (аналога среднеквадратическому отклонению распределения температуры в ограниченном объеме), критерий оптимальности (3) которого позволяет определить указанные параметры технологического процесса для материала любой толщины:

$$J_1 = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (T_{normi} - \overline{T_{norm}})^2} \quad (2);$$

$$J_1 = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (T_{normi} - \overline{T_{norm}})^2} \rightarrow \min \quad (3).$$

где $T_{normi} = \frac{T_{\Sigma i}}{T_{max}}$; $T_{max} = \max T_{\Sigma i}$. $T_{\Sigma i}$ – температура нагрева элементарного i -го объема материала под воздействием источников энергии. Выбор объема для расчета (1) проводился с учетом температуры, которой соответствовали физические характеристики исследуемого материала. В качестве исследуемого объема принят цилиндр с вытянутым поперечным сечением, форма которого соответствует плоскости воздействия мгновенного точечного источника (рисунок 4а).

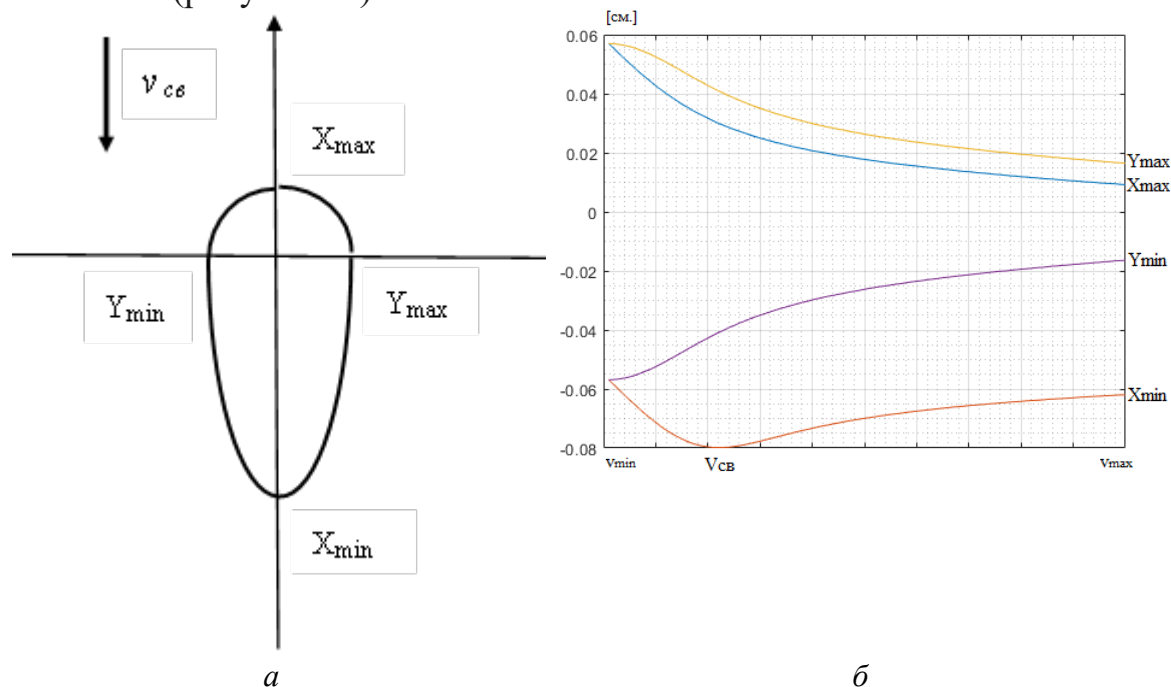


Рис. 4. Графическое пояснение по выбору зоны температуры и скорости сварки

При исследовании границ объема (рисунок 4а) была выявлена закономерность в наличии экстремума минимальной продольной координаты (X_{min}) (рисунок 4б). Причем этот экстремум имеет место независимо от того, какие и сколько мгновенных источников энергии задействовано при моделировании. Скорость нагрева, соответствующая координате экстремума X_{min} , принимаем в качестве скорости сварки. В ходе моделирования тепловых процессов для различных материалов и толщин позволили авторам получить закономерность: для вычисления оптимальных параметров

технологического режима сварки необходимо, чтобы функционал (2) претерпевал экстремальный минимум. Для случая отсутствия минимума функционала при сравнении существующих режимов, наилучшим выбирается тот, значение функционала (2) у которого меньше.

В качестве примера на рисунке 5 показано поведение функционала (2) при перемещении мгновенного точечного источника по вертикальной оси z . В результате такого моделирования можно определить оптимальное положение фокусного пятна при сварке исследуемого материала.

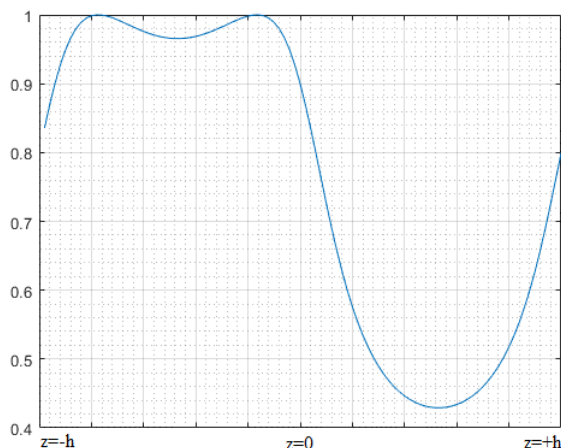


Рис. 5. Графики изменения функционала для фокусного расстояния $\pm h$

С учетом изменения положения фокуса авторы провели эксперимент с предложенным ранее режимом сварки. На рис. 6 приведены результаты моделирования и форма шлифа соответствующего выбранного оптимального режима сварки с учетом измененного фокусного расстояния.

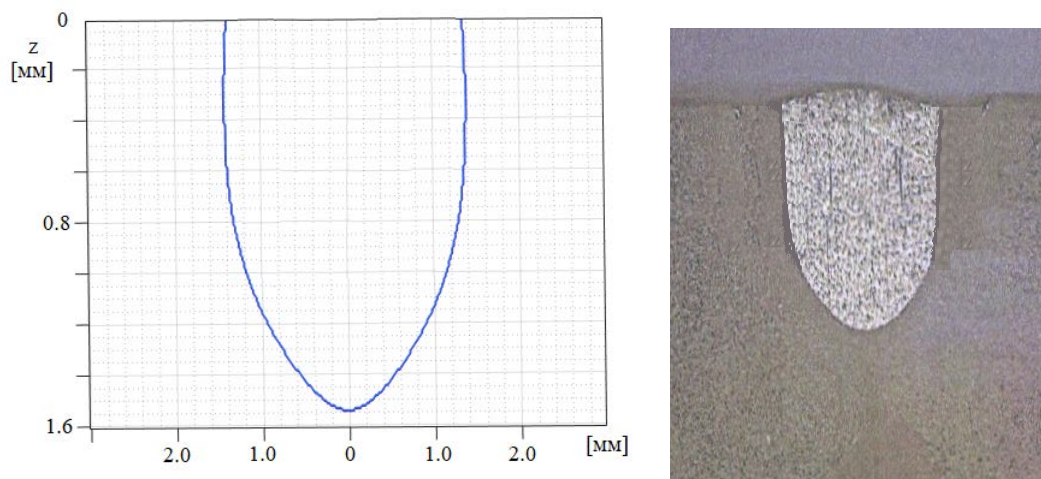


Рис. 6. Изображения формы шлифа и зоны термического влияния для оптимального режима сварки с учетом измененного фокусного расстояния

Результаты моделирования и опытные данные показали, что с применением полученных экспериментальных исследований боковые стенки шва опытного образца стали более параллельны, что удовлетворяет

требованиям по снижению остаточных напряжений в сварочных деталях, что значительно повышает качественные показатели технологического процесса.

Применение физического функционала при моделировании процесса ЭЛС значительно сокращает вычислительный ресурс, так как использует исходную систему уравнений теплового процесса (1) в упрощенном варианте (для определения только v – скорости сварки и t – времени достижения границы зоны термического влияния нижней границы зоны нагрева).

В качестве исходного материала авторами был выбран технологический режим, применяемый в производственных условиях. Используя модели (1), (2), (3) проведен расчет параметров, входящий в состав этих уравнений.

Для сокращения времени поиска указанного соотношения, авторами разработан физический функционал (4) и критерий оптимизации для этого функционала (5):

$$J_2 = \left(\left(\frac{Q}{v} \right)_{\text{norm}} - (Q \cdot t)_{\text{norm}} \right)^2; \quad (4)$$

$$J_2 = \left(\left(\frac{Q}{v} \right)_{\text{norm}} - (Q \cdot t)_{\text{norm}} \right)^2 \rightarrow \min, \quad (5)$$

где Q – энергия источника нагрева, включающего подобранные источники Q_1 и Q_2 , v – скорость сварки, t – время достижения границы зоны термического влияния нижней границы зоны нагрева.

Согласно этому критерию, оптимальная энергия источника нагрева будет соответствовать минимуму функционала (4). Для случая, когда имеются несколько минимумов функционала (4), то оптимальными параметрами будут являться те, у которых совпадают экстремумы для функционала (2) и для функционала (4).

Применение нормированных параметров требует задание интервалов варьирования энергии источников нагрева. Если имеются экспериментальные данные, то интервалы варьирования энергии можно было бы задать в окрестности этих параметров. В случае неопределенности интервалы целесообразно определять поэтапно с уточнением размеров интервалов. В нашем примере интервалы выполнялись в два этапа, результаты приведены на рисунке 7. Сначала был установлен широкий интервал энергии (от 700 до 15000 кал.). На полученных графиках определили относительно линейный участок (от 1300 до 11200 кал.), для него повторили серию вычислений.

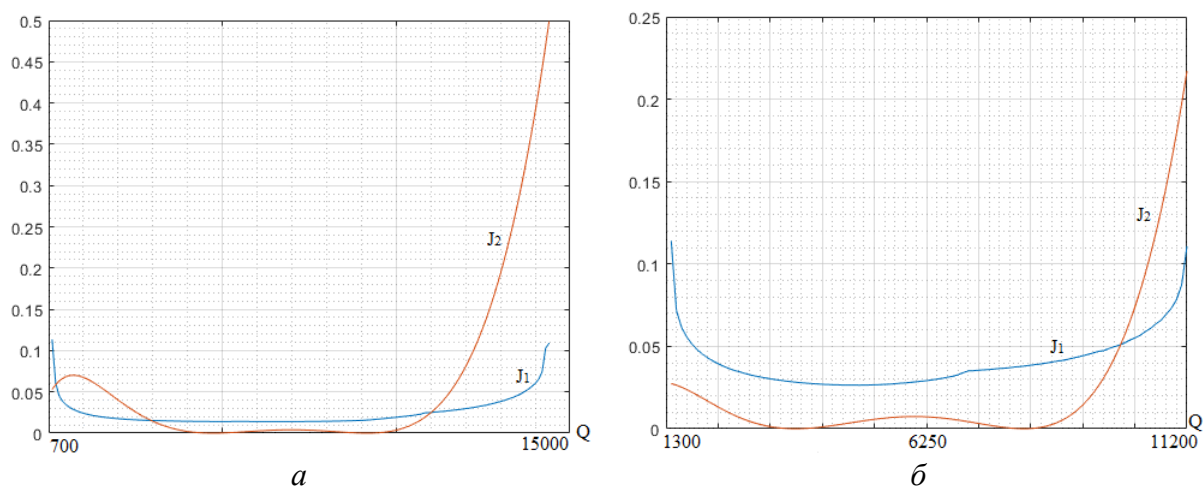


Рис. 7. Графики поведения функционалов от вводимой энергии: а) поискового интервала; б) уточненного интервала

На уточненном графике более наглядно изображено поведение функционалов (2) и (4).

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

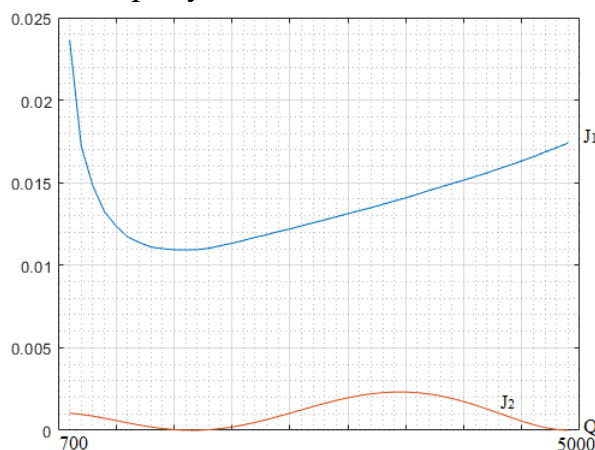


Рис. 8. Графики поведения функционалов от вводимой энергии

Заключение

Моделирование процесса нагрева при сварке с использованием обоих критериев оптимальности показало хорошую корреляцию разработанных функционалов. Это послужило основанием для объединения критериев оптимальности в получении общего решения в поиске требуемых технологических параметров ЭЛС.

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

Большая привлекательность функционала (4) вызвана простотой вычислений по сравнению с функционалом (2) и отсутствием температурных ограничений зоны термического влияния. Поэтому особый интерес

представляет его применение для случая сквозного проплавления, где существенное влияние оказывает пародинамический характер канала проплавления.

Список литературы.

1. Серегин Ю.Н. Особенности моделирования распределения энергии электронного пучка для процесса электронно-лучевой сварки / Ю. Н. Серегин, А. В. Мурыгин, В. Е., С. О. Курашкин – Текст : непосредственный // Сибирский журнал науки и технологий. – 2020. – Т. 21, № 2. – С. 266–273.
2. Mathematical modelling of waveguide paths by electron-beam welding / S. O. Kurashkin, A. V. Murygin, Yu. N. Seregin, V. S. Tynchenko, A. V. Lavrishev // 3rd International Conference on Industry 4.0 and Smart Manufacturing, ISM 2021. – Procedia Computer Science, Elsevier. – 2022. – Т. 200. – P. 83-90. – direct text.
3. Hardware Control of the Electron Beam Energy Density by the Heating Spot / S. O. Kurashkin, V. S. Tynchenko, Yu. N. Seregin, A. V. Murygin, A.N. Bocharov // Proceedings of Sixth International Congress on Information and Communication Technology. – Lecture Notes in Networks and Systems. – Springer, Singapore, 2022. – P. 71-78. – direct text.
4. Modeling the thermal process using the temperature functional by electron beam welding / S. O. Kurashkin, Yu. N. Seregin // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2020. – Т. 734, № 1. – P. 012003. – direct text.
5. Mathematical functional for thermal distribution calculating during the electron-beam welding process / S. O. Kurashkin, Yu. N. Seregin, V. S. Tynchenko, V. E. Petrenko, A. V. Murygin // Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2020. – Т. 1515, № 5. – P. 052049. – direct text.
6. Analytical characteristics of the electron beam distribution density over the heated spot for optimizing the electron-beam welding process / S. O. Kurashkin, V. D. Laptенок, A. V. Murygin, Yu. N. Seregin // IOP conference series: materials science and engineering. – IOP Publishing, 2019. – Т. 681, № 1. – С. 012021. – direct text.
7. Свидетельство № 2021616858 Российская Федерация. Программа для моделирования плотности распределения электронного пучка с использованием различных разверток при электронно-лучевой сварке : № 2021615834 : заявл. 19.04.2021 опубли. 28.04.2021 / Курашкин С.О., Тынченко В.С., Серегин Ю.Н., Мурыгин А.В. – 1 с. – Текст : непосредственный.
8. Свидетельство № 2018664000 Российская Федерация. Программа определения скорости сварки для оптимального нагрева металла в области проплавления : № 2018661400 : заявл. 19.10.2018 : опубли. 08.11.2018 / Серегин Ю.Н., Курашкин С.О., Мурыгин А.В., Тынченко В.С. – 1 с. – Текст : непосредственный.
9. Неровный В.М. Теория сварочных процессов / В. М. Неровный, А. В. Коновалов, Б. Ф. Якушин и др. Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2016. 340с.
10. Недосека А.Я. Распределение температуры при действии на поверхность пластины сосредоточенного источника тепла / А.Я. Недосека, Г.А. Санченко, Г.А. Ворона // Автоматическая сварка. – 1977 - №6 – С. 1-4.
11. Недосека А.Я. Распределение температуры в пластинах с источником сварочного нагрева на различной глубине / А.Я. Недосека, О.И. Чернова // Автоматическая сварка. – 1977 - №7 – С. 1-4.
12. Башенко В.В. Формирование зоны проплавления при электронно-лучевой сварке / В.В. Башенко, Г.Л. Петров // Автоматическая сварка. – 1977 - №9 – С. 23-27.
13. Михайлов В.Г. Расчет тепловых процессов при электронно-лучевой сварке / В.Г. Михайлов, П.И. Петров // Автоматическая сварка. – 1988 - №5 – С. 13-15.

Управление тепловым процессом сварки кольцевых соединений труб

Мелюков В.В.¹, Жилин П.Л.², Хохолков А.О.³

1 – ВятГУ, д.т.н., проф., rus_melyukov@mail.ru, г. Киров,

2 – НГТУ, к.т.н., доцент, cc.nn@mail.ru, г. Н-Новгород,

3 – ВятГУ, магистр, hoholkovartem@yandex.ru, г. Киров.

Аннотация

Замкнутость тепловых потоков при сварке кольцевых соединений труб влияет на тепловой процесс сварки в разной степени в зависимости от радиуса кривизны трубы и толщины цилиндрической стенки. При отношении толщины стенки трубы к радиусу, превышающем 0,1, замкнутость теплового потока создает в процессе сварки постепенное увеличение температуры по периметру кольцевого шва. Для управления мощностью источника сварки с целью обеспечения более равномерного распределения температуры по периметру кольцевого соединения можно использовать моделирование теплового процесса по методу прямой задачи, но наиболее точный алгоритм управления можно разработать только по методу обратной задачи.

Ключевые слова: кольцевое соединение, замкнутость теплового потока, методы прямой и обратной задачи.

Control of the thermal welding process of annular pipe joints

V.V. Melyukov, Doctor of Technical Sciences, Professor, rus_melyukov@mail.ru, Kirov city,

P.L. Zhilin, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, cc.nn@mail.ru, Nizhny Novgorod,

A.O. Khokholkov, Master of Vyatka State University, hoholkovartem@yandex.ru, Kirov city.

Annotation

The closeness of heat flows during welding of annular pipe joints affects the thermal welding process to varying degrees, depending on the radius of curvature of the pipe and the thickness of the cylindrical wall. When the ratio of the pipe wall thickness to the radius exceeds 0.1, the closure of the heat flow creates a gradual increase in temperature along the perimeter of

the annular seam during welding. To control the power of the welding source in order to ensure a more uniform temperature distribution around the perimeter of the annular joint, thermal process modeling using the direct problem method can be used, but the most accurate control algorithm can be developed only using the inverse problem method.

Keywords: annular connection, heat flow closure, methods of direct and inverse problems.

При сварке кольцевых соединений труб имеется ряд особенностей теплового процесса, связанных с замкнутостью тепловых потоков вдоль оси сварного шва. Эффект замкнутости тепловых потоков влияет на тепловой процесс сварки в разной степени в зависимости от радиуса кривизны трубы и толщины цилиндрической стенки.

При моделировании теплового процесса сварки кольцевого шва иногда строят расчетную модель на схеме плоской пластины и используют известные решения из теории сварочных процессов для сосредоточенного или

распределенного источников. Однако, применение модели плоской пластины при расчете температур в цилиндрической оболочке допускается при определенных условиях, зависящих от величины отношения толщины стенки δ к радиусу кривизны r . Известно [1], что при $\delta/r \leq 0,1$ можно при расчетах с достаточной точностью использовать модель плоской пластины, но при $\delta/r > 0,1$ следует применять модель цилиндрической оболочки и рассматривать тепловой процесс в цилиндрической системе координат.

При отношении толщины стенки трубы к радиусу, превышающем 0,1, замкнутость теплового потока создает в процессе сварки постепенное увеличение температуры по периметру кольцевого шва. Для управления мощностью источника сварки с целью обеспечения более равномерного распределения температуры по периметру кольцевого соединения можно использовать моделирование теплового процесса по методу прямой задачи.

С повышением требований по прочности и герметичности сварных швов труб возникает необходимость в применении оптимальных режимов и разработке систем автоматизированного управления процессом сварки кольцевых соединений. В направлении разработки систем автоматического управления процессом сварки кольцевых швов труб магистральных трубопроводов выполнены исследования в работе [2], в которой решена задача теплопроводности методом конечных элементов.

При разработке систем управления процессом сварки труб для построения более точного, оптимального алгоритма, учитывающего форму

трубы и специфику теплового процесса в ней, возникает необходимость применения модели теплового процесса в цилиндрической системе координат с учетом формы свариваемых тел и оптимизации его по заданному критерию качества.

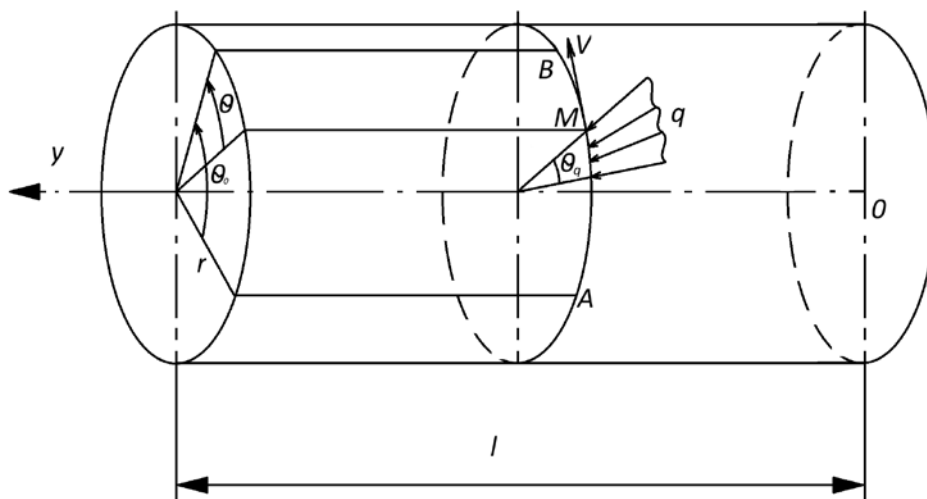


Рис. 1 – Схема цилиндрической оболочки и система цилиндрических координат

Рассмотрим модели управления нестационарным тепловым процессом сварки кольцевых соединений труб, учитывающие конечную скорость перемещения источника, форму его пятна нагрева и распределение мощности по пятну.

При построении расчетной модели теплового процесса сварки труб примем схему объемного источника, равномерно распределенного по толщине стенки трубы. Температуру в этом случае считаем также равномерно распределенной по толщине стенки и это позволяет для моделирования теплового процесса сварки кольцевых соединений труб использовать схему цилиндрической оболочки (рис.1).

Введем цилиндрические системы координат: $Oyr\theta_0$ – неподвижную, связанную с трубой, $Oyr\theta$ – подвижную, связанную с источником. При совмещении начала координат систем зависимость между угловыми координатами θ и θ_0 выражается соотношением:

$$\theta_0 = \theta - \frac{vt}{r} \quad (1)$$

где r – радиус срединной поверхности;

v – скорость перемещения подвижной системы относительно неподвижной.

Расчет и управление тепловым процессом сварки кольцевого соединения труб рассмотрим на модели теплового процесса в тонкой цилиндрической оболочке радиуса r , длиной l (рис. 1). Источник нагрева принимаем равномерно распределенным по толщине стенки трубы и перемещающимся с постоянной скоростью v вдоль стыка кольцевого соединения в сечении $y = l/2$. Тепловой процесс в цилиндрических координатах описывается уравнением [3]

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 T}{\partial \theta^2} \right) - \frac{v}{r} \frac{\partial T}{\partial \theta} + \frac{q}{c_v} \quad (2)$$

где $T(y, \theta, t)$ – температура в стенке трубы;

$q(y, \theta, t)$ – удельный тепловой поток источника.

Зададим начальное распределение температуры в трубе и граничные условия второго рода в торцевых сечениях трубы $y = 0$, $y = l$

$$T(y, \theta, 0) = \varphi(y, \theta), \quad \lambda \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{y=0} = q_1(\theta, t), \quad -\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{y=l} = q_2(\theta, t) \quad (3)$$

Решение уравнения (2) при краевых условиях (3) получим, используя двойное преобразование: конечное косинус – преобразование по переменной y и комплексное преобразование с периодом 2π по переменной θ :

$$T_{n,m} = \int_0^l \int_{-\pi}^{\pi} T'(y, \theta) e^{-in\theta} \cos \mu_n y dy d\theta$$

Решение в оригиналах имеет вид

$$G(y, \theta, t) = \int_0^t \int_0^l \int_{-\pi}^{\pi} q(\eta, \alpha, \tau) K(y, \eta, \theta, \alpha, t, \tau) d\tau d\eta d\alpha \quad (4)$$

где $G(y, \theta, t)$ определяется искомой функцией $T(y, \theta, t)$ и известными функциями краевых условий (3). Ядро интегрального выражения $K(y, \eta, \theta, \alpha, t, \tau)$ в правой части уравнения (4) является известной функцией в виде двойного тригонометрического ряда. Функция $G(y, \theta, t)$ в подынтегральном выражении уравнения (4) при решении прямой задачи теплопроводности задается, а при решении обратной задачи

теплопроводности как задачи оптимального управления функции $G(y, \theta, t)$ является искомой и определяется в классе кусочно-непрерывных функций с учетом ограничения на плотность мощности сварочного источника:

$$0 \leq q(y, \theta, t) \leq q_{max} \quad (5)$$

при воздействии которого в процессе сварки от 0 до t' обеспечивается минимальное уклонение истинной температуры $T(y, \theta, t')$ от заданной $T'(y, \theta)$.

Рисунок 2 – Графики распределения температуры: а) без управления мощностью, б) с управлением мощностью

В данном докладе рассмотрен алгоритм управления мощностью сварочного источника, полученный при моделировании теплового процесса по методу прямой задачи теплопроводности. График распределения температуры, представленный на рис. 2.а, получен в результате решения уравнения (4) при следующих исходных данных: $r = 5, \delta = 0,3$ см, $l = 10$ см, $cv = 5,2 \frac{\text{Дж}}{\text{см}^3 \cdot \text{°C}}$, $q_{max} = 10^4 \frac{\text{Вт}}{\text{см}^2}$, $\varphi = 0$, $q_1 = q_2 = 10 \frac{\text{Вт}}{\text{см}^2}$, $V = 0,5 \frac{\text{см}}{\text{с}}$. Разность температур между температурами в начальной и конечной точках в момент замыкания сварного шва составляет около 3000°C .

График распределения температуры, представленный на рис. 2.б, получен при тех же исходных данных, но мощность источника в период его движения по стыку кольцевого соединения уменьшалась по линейному закону с коэффициентом $-0,013\text{C}^{-1}$. Разность температур в точке замыкания составила около 400°C .

Выводы

1. Алгоритм управления мощностью сварочного источника, полученный по методу прямой задачи, является приближенным.
2. Более точный алгоритм управления может быть получен по методу обратной задачи.

Список литературы

1. Алифанов О.А. Обратные задачи теплообмена. - М.: Машиностроение. 1988.- 280 с.
2. Николаев А.С., Паршин С.Г., Коротеев А.О., Исследование микроструктурной и механической неоднородности при двухдуговой автоматической сварке магистральных трубопроводов // Сварка и диагностика. 2023 № 6. С. 42-47
3. Карслоу У, Егер Д. Теплопроводность твердых тел.- М.: Наука. 1964.- 487 с.

Исследования влияния параметров 3-х ванной электронно-лучевой сварки на формирование сварного соединения

Ольшанская Т. В.¹, Федосеева Е. М.¹

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет
Пермь, Российская Федерация

Аннотация.

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) является одним из высокотехнологичных способов при изготовлении ответственных изделий, узлов и элементов конструкций в таких отраслях промышленности как аэрокосмическая, энергетическая, машиностроение и др. Большое разнообразие технологических возможностей ЭЛС позволяет получать изделия из разных материалов, однако, осложняет выбор необходимых параметров режима сварки и приводит к значительному увеличению объема экспериментальных исследований в каждом конкретном случае. В связи с этим, эффективным инструментом для снижения объема экспериментальных исследований признано предварительное прогнозирование основных характеристик сварочного процесса на основе математического моделирования и, особенно, прогнозирования структуры и свойств. В работе, предложен один из способов ЭЛС стали 20Х3МВФ, поскольку проведение термической обработки после сварки для теплоустойчивых сталей при создании конструкций затруднено. Представлены результаты исследования влияния параметров ЭЛС на формирование сварного соединения на основе моделирования тепловых процессов, представлены расчеты формы сварочной ванны и характер формирования микроструктуры в зависимости от скорости кристаллизации и скорости охлаждения.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, теплоустойчивые стали, структурный состав, моделирование, трехванная ЭЛС, термической цикл, мгновенная скорость охлаждения, фазовый состав, сварочная ванна.

Abstract. Electron beam welding (EBW) is one of the high-tech methods in the manufacture of responsible products, assemblies and structural elements in such industries as aerospace, energy, mechanical engineering, etc. The great variety of technological possibilities of EBW makes it possible to produce products from different materials, however, complicates the selection of necessary parameters of welding mode and leads to a significant increase in the volume of experimental studies in each specific case. In connection with this, an effective tool for reducing the volume of experimental studies is recognized as a preliminary prediction of the main characteristics of the welding process based on mathematical modeling and, especially, the prediction of structure and properties. In the work, one of the ways EBW steel 20Cr3MoWV is proposed, because the thermal treatment after welding for heat-resistant steels when creating structures is difficult. The results of the study of the influence of EBW parameters on the formation of weld joints based on the modeling of thermal processes are presented, and calculations of the shape of the welding bath and the nature of the formation of the microstructure according to the crystallization rate and cooling rate are presented.

Keywords: electron beam welding, heat-resistant steels, structural composition, modeling, three-arm EBW, thermal cycle, instantaneous cooling rate, phase composition, and weld pool.

Введение.

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) эффективно применяется как финишная операция для конструкций в термоупрочненном состоянии из высокопрочных среднелегированных сталей и теплоустойчивых сталей. Как показали исследования [1-5] в большинстве случаев проведение последующей термической обработки для теплоустойчивых сталей затруднено или невозможно, в связи с чем, возникает необходимость подбора параметров режима сварки для получения свойств сварных соединений близких к свойствам основного материала. Следовательно, возникает проблема не только выбора энергетических параметров режима сварки, но и вида и параметров развертки электронного луча (ЭЛ) для воспроизведения термического цикла, обеспечивающего получение заданной структуры и свойств сварного соединения.

Регулирование термических циклов при ЭЛС возможно посредством управления тепловой мощностью луча и его фокусировкой. Применение систем управления электронного луча (ЭЛ) и программирования режимов сварки позволяют осуществлять отклонение луча по любой траектории, а так же совмещение сварки с локальным подогревом или последующей термообработкой, что является актуальным вопросом в создании изделий из теплоустойчивых сталей.

Исследования влияния динамического отклонения луча при сварке на структуру и свойства сварных соединений из термоупрочняемых среднелегированных сталей не проводились. Данные стали склонны к образованию закалочных структур при сварке и на завершающем этапе производства изделий возникают определенные проблемы, связанные с получением свойств сварных соединений, близких к основному металлу. С целью снижения уровня упрочнения сварных соединений из теплоустойчивых сталей для исследования было выбрано два варианта многолучевой электронно-лучевой сварки с импульсным сканированием луча: трехванная сварка и сварка с комбинированной разверткой луча, формирующей две параллельные линии по обе стороны от стыка и точку по стыку. Выбор данных технологий основывался на анализе литературных данных и проведенных ранее исследованиях на примере алюминиевых сплавов и сварки разнородных соединений [6-10]. В рамках данной работы рассмотрены результаты исследований первого способа – 3-х ванной электронно-лучевой сварки на формирование сварного соединения из стали 20Х3МВФ.

Методика исследования.

Исследования проведены на сварных соединениях из теплоустойчивой стали 20Х3МВФ, выполненных ЭЛС с воздействием в трех точках полей (рис. 1). Данная схема сканирования луча использовалась при подборе параметров режима трехвальной электронно-лучевой сварки и расчете температурных,

когда создается эффект **многованной сварки** с образованием трех тепловых источников. При трехванной электронно-лучевой сварке наиболее оптимальная конусообразная форма сварного шва формируется при перемещении луча по схеме **1-2-3** с минимальным расстоянием между точками, где **1** – время воздействия в первой точке 40 мкс; **2, 3** – во второй и третьей точках – 80 мкс. В этом случае, образуется общая сварочная ванна относительно небольшой длины с плавно изменяющимися размерами по глубине проплавления от первого канала к третьему, форма сварного шва определяется по максимальным размерам ванны в третьей точке воздействия электронного луча.

Расчет температурных полей производился с помощью тепловой модели (1). В основе построения температурных полей от *i*-ого луча может быть использована более простая тепловая модель сварки статическим лучом, когда источник тепла представляет собой нормально-распределенный по поверхности и линейный по глубине.

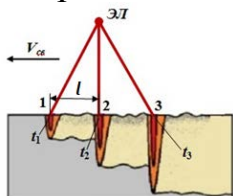


Рисунок -1. Схема электронно-лучевой сварки с расщеплением луча на три тепловых источника (3-х ванная сварка): $V_{св}$ – скорость сварки; ЭЛ – электронный луч; 1, 2, 3 – точки воздействия электронного луча; t_1, t_2, t_3 – время воздействия электронного луча; l – расстояние между точками.

В этом случае, при 3-ванной сварке (рис. 1) первый луч вводится с координатой по оси X ($l, 0, 0$), второй луч – ($0, 0, 0$), третий луч – ($-l, 0, 0$); время действия электронного луча в каждой точке соответствует t_1, t_2, t_3 ; период повторения импульсов $T = t_1 + t_2 + t_3$.

Решение тепловой задачи в данном случае имеет следующий вид [11-13]:

$$T(x, y, z, t) = T_1(x, y, z, t) + T_2(x, y, z, t) + T_3(x, y, z, t) \quad (1),$$

определения мгновенной скорости охлаждения имеет вид [12]:

$$W = W_1 + W_2 + W_3, \quad (2)$$

При расчетах преследовалась цель получения максимальной глубины проплавления для пластины 10 мм и формы шва, близкой к конусообразной. Проведенный подбор параметров режима сварки показал, что получить конусообразную форму шва достаточно сложно для материала, обладающего низкой теплопроводностью, и для заданной глубины проплавления. Как наиболее оптимальные, были определены следующие режимы сварки: мощность электронного луча 2700 Вт, скорость сварки 5 мм/с, расстояние между лучами при отклонении 2,5 мм, время воздействия в первой точке 40 мкс, во второй и третьей – 80 мкс.

Обсуждение результатов.

Распределение температур при трехванной сварке в стали 20Х3МВФ по данному режиму представлено на рис. 2. Вследствие низкой теплопроводности стали при трехванной электронно-лучевой сварке наблюдается значительное расширение кристаллизующей части сварочной ванны на 1/2 глубины проплавления. Ниже размеры сварочной ванны резко уменьшаются. Так же не происходит плавного изменения размеров сварочной ванны по глубине. На рис. 2 показана макроструктура сварного шва, полученного при выбранном режиме, расчетная форма шва и проекции осей роста кристаллитов в поперечном и горизонтальных сечениях.

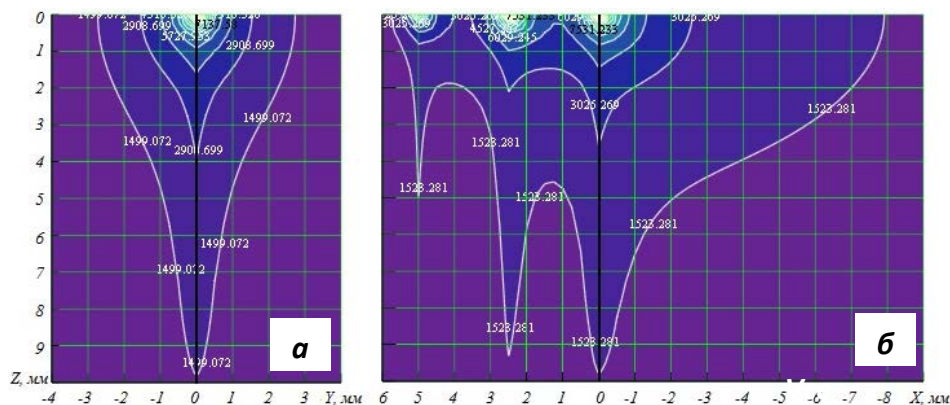


Рисунок – 2. Распределение температур в поперечном (а) и продольном (б) сечениях при трехванной сварке стали 20Х3МВФ: схема отклонения луча 1-2-3 ($t_1 - 40$ мкс; $t_2, t_3 - 80$ мкс), $q - 2400$ Вт, $V_{св} - 5$ мм/с, $L - 2,5$ мм

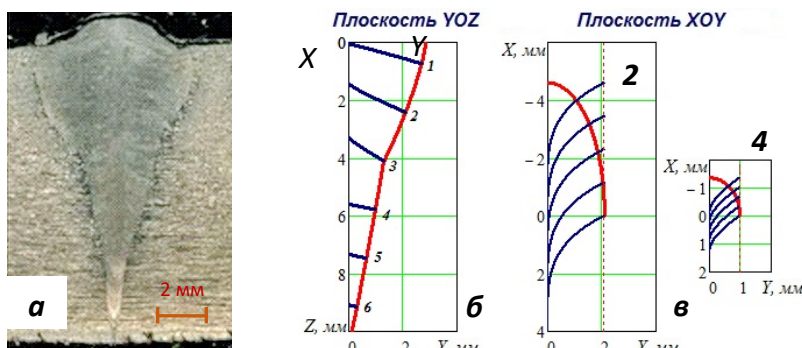


Рисунок – 3. Макроструктура сварного шва (а), форма шва и проекция осей роста кристаллитов в поперечном сечении (б) и горизонтальном сечении для кристаллитов 2 и 4 (в)

При форме сварочной ванны, представленной на рис. 3, в процессе кристаллизации наблюдается пространственный рост столбчатых кристаллитов с образованием в центре шва узкой зоны с равноосной структурой. Это подтверждается сформировавшейся макроструктурой металла шва и расчетами основных характеристик процесса кристаллизации. Так, изменение относительной скорости роста кристаллитов $V_{\alpha_{кр}}/V_{св}$ (рис. 4 а), критериев схемы $K\alpha$ и скорости кристаллизации $KV\alpha$ (рис. 4 б), подтверждают вероятность образования узкой центральной зоны с равноосной структурой: $KV\alpha < 0,85$ и $KV\alpha > 0,6$. По всей глубине шва ширина этой зоны составляет до $0,06 K_y$ – безразмерной ширины шва, при условии $V_{\alpha_{кр}}/V_{св} \geq 0,995$. Изменение угла наклона кристаллитов γ в поперечном сечении шва и

изменение относительной скорости роста кристаллитов $V\gamma_{кр}/V_{св}$ подтверждают, что кристаллизация носит пространственный характер (рис. 4 г, д).

Значительные различия в размере и объеме кристаллизующейся части сварочной ванны по глубине должны приводить к тому, что скорости охлаждения закристаллизовавшегося металла в верхней половине шва будут существенно отличаться от скорости охлаждения во второй узкой половине. Для сварного соединения из стали 20Х3МВФ, используя формулы (1) и (2), а также их полная модель описана в [14-15], был произведен расчет изменения температуры во времени и мгновенных скоростей охлаждения для металла шва и зоны перегрева на различной глубине проплавления (рис. 5).

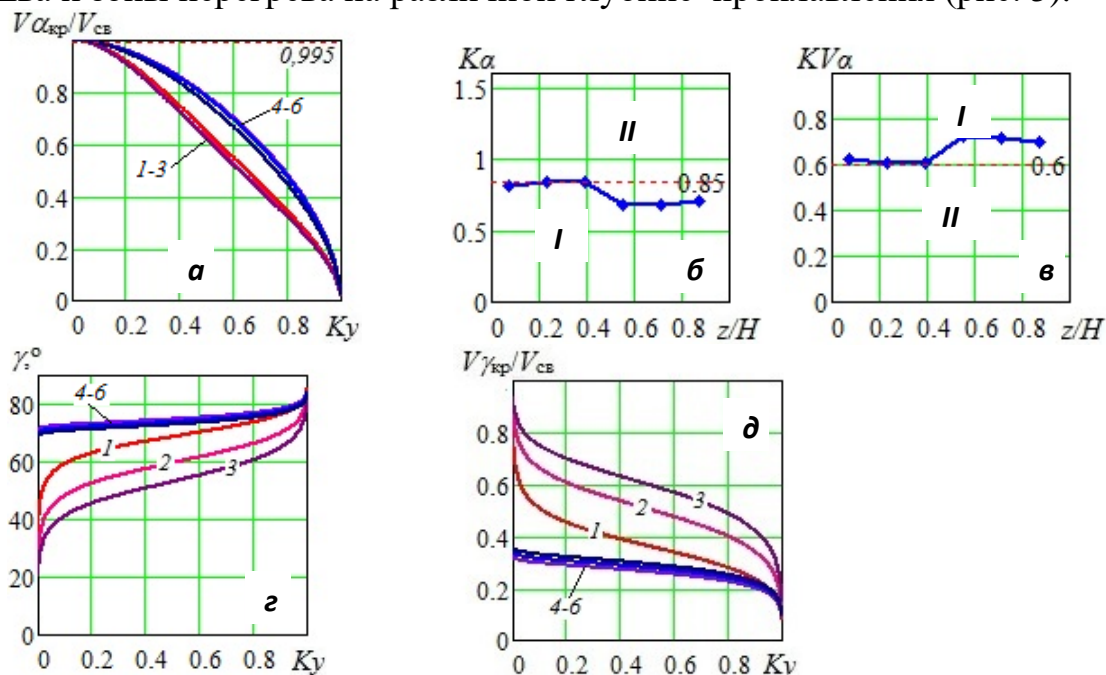
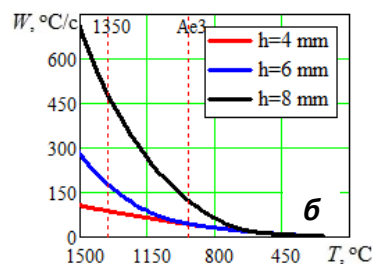
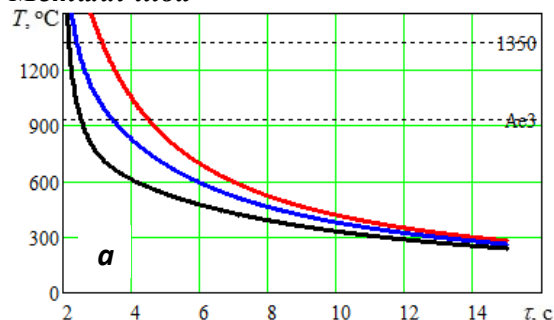


Рисунок – 4. Изменение относительной скорости роста $V\alpha_{кр}/V_{св}$ (а) по ширине шва, изменение критериев схемы $K\alpha$ (б) и скорости кристаллизации $KV\alpha$ (в) по глубине шва, изменение углов наклона кристаллитов γ (г) и относительной скорости роста $V\gamma_{кр}/V_{св}$ (д) по ширине шва, представленного на рис. 3: **I** – равноосная структура, **II** – столбчатая структура. Цифрами обозначены номера кристаллитов, растущих на разной глубине

На рис. 6 показано изменение расчетной мгновенной скорости охлаждения при температуре 1350 °С для металла шва по глубине проплавления. На глубине проплавления от поверхности до 5 мм мгновенная скорость охлаждения практически не изменяется. Далее по глубине наблюдается резкое увеличение мгновенной скорости охлаждения.

Металл шва



Зона перегрева ($T = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$)

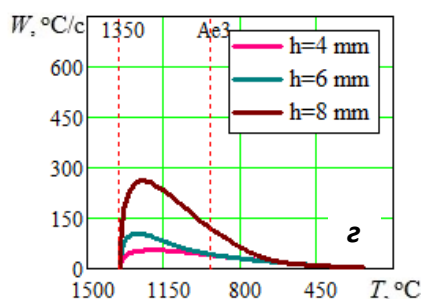
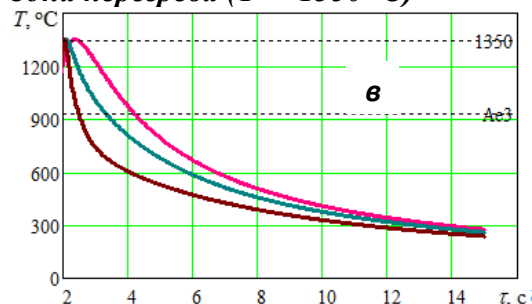


Рисунок - 5. Кривые охлаждения (а, в) и изменение мгновенной скорости охлаждения (б, г) для разных точек сварного шва, сталь 20Х3МВФ

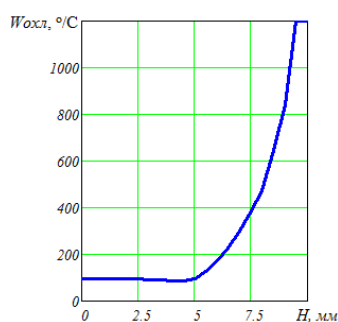


Рисунок – 6. Изменение мгновенной скорости охлаждения ($W_{охл}$) по глубине шва (H) при температуре $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ для закристаллизовавшегося металла

Значительное отличие в значениях мгновенной скорости охлаждения по глубине шва приводит к тому, что в сварном шве и в зоне термического влияния в процессе охлаждения будет образовываться различное процентное соотношение структурных составляющих, и, как следствие, разные свойства. Для определения процентного соотношения микроструктурного состава металла шва и зоны термического влияния были построены структурные диаграммы распада аустенита от скорости охлаждения, рассчитанные по регрессионным уравнениям в работах [15-18].

Так как на глубине шва до 5 мм мгновенная скорость практически не изменяется ($90\text{--}95\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$), то в верхней половине шва будет образовываться до 25 % бейнита, остальное мартенсит. На глубине шва 6 мм содержание бейнита составит 19 %, на глубине 8 мм – уменьшится до 10 %, и в кроне шва будет чисто мартенситная структура (рис. 7, а). В зоне перегрева в верхней половине шва будет образовываться до 30 % бейнита остальное мартенсит (рис. 7, б). Далее по глубине зоны перегрева содержание бейнита будет уменьшаться до

11%. Расчетный структурный состав сварного соединения для стали 20Х3МВФ, полученного при 3-х ванной электронно-лучевой сварке, представлен в таблице.

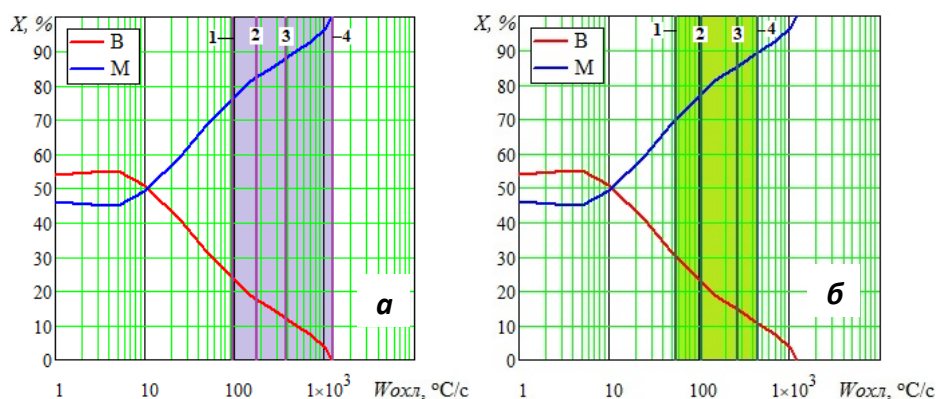


Рисунок - 7. Структурные диаграммы для различных участков сварных соединений, сталь 20Х3МВФ: а – металл шва, б – зона перегрева: 1 – для глубины шва от 0 до 5 мм, 2 – для глубины шва 6 мм, 3 – для глубины шва 8 мм, 4 – для корня шва; В – бейнит, М – мартенсит

Таблица. Расчетный структурный состав сварного соединения, полученного при трехванной электронно-лучевой сварке, сталь 20Х3МВФ

Расстояние по глубине шва	Структурный состав	
	Металл шва	Зона перегрева (Т = 1350°С)
0,1 мм	25 % В, 75 % М	30 % В, 70 % М
5 мм	25 % В, 75 % М	30 % В, 70 % М
6 мм	19 % В, 81 % М	23 % В, 77 % М
8 мм	10 % В, 90 % М	16 % В, 84 % М
10 мм	100 % М	11 % В, 89 % М

Как видно из приведенных результатов, в сварных швах, полученных при трехванной электронно-лучевой сварке, на половине глубины проплавления в металле шва и в зоне термического влияния будет образовываться достаточно однородная микроструктура. При этом, как показали исследования, скорости охлаждения в верхней половине сварного соединения на много ниже, чем например, при сварке без развертки луча [8, 15]. Так, при сварке без развертки луча в металле шва и зоне перегрева мгновенные скорости охлаждения меняются по глубине от 1000 до 400 °С/с и от 600 до 300 °С/с, соответственно, а при 3-х ванной сварке: 95 – 90 °С/с – в металле шва и 52 – 55 °С/с – в зоне перегрева [12]. Уменьшение мгновенной скорости охлаждения приводит к тому, что в структуре сварного соединения увеличивается содержание бейнита, по сравнению со сваркой без развертки луча. Однако, во второй нижней половине шва от 6 мм будет происходить резкое изменение структуры: уменьшение содержания бейнита и образование мартенсита в корневой части металла шва, в зоне перегрева уменьшение процента бейнита от 23 % до 11 %.


Заключение.

Таким образом, применение трехвальной электронно-лучевой сварки для теплоустойчивых сталей не позволяет получить сварное соединение с наименьшей степенью неоднородности структуры по всей глубине проплавления. Хотя данный способ сварки и позволяет управлять термическим циклом, подбирать необходимые скорости охлаждения сварного соединения для получения заданной структуры, однако, это возможно только для верхней половины сварного шва.


Список используемых источников

1. Федосеева Е. М., Ольшанская Т. В. Исследование влияния термовакуумной обработки и электронно-лучевой сварки на формирование фазового состава алюминиевого сплава 1420 / Федосеева Е.М., Ольшанская Т.В. // Сварочное производство. – 2022. № 8. – С. 11-21.
2. Кайдалов А.А. Электронно-лучевая сварка и смежные технологии / А.А.Кайдалов. – 2-е изд., перераб. и доп. – Киев: Экотехнология, 2004. – 260 с.
3. Рыкалин Н.Н. Оценка глубины проплавления при электронно-лучевой сварке / Н.Н.Рыкалин, И.В.Зуев, А.А.Углов // Физика и химия обработки материалов. – 1972. – №1. – С. 9-14.
4. Olshanskaya T.V. Simulation of thermal processes at electron-beam welding with beam splitting / T.V. Olshanskaya // Elektrotechnika&Elektronika E+E. – 2016. – Vol. 51. – P. 92-98.
4. Рыкалин Н.Н. О нагреве разнородных материалов при сварке встык поверхностным источником тепла / Н.Н.Рыкалин, А.А.Углов // Физика и химия обработки материалов. – 1970. – №5. – С. 23-28.
5. Рыкалин Н. Н. Температурное поле разнородных материалов при сварке в стык поверхностным источником / Н.Н.Рыкалин, А.А.Углов // Физика и химия обработки материалов. – 1969. – №5. – С. 13-22.
6. Сварка и свариваемые материалы: справочник в 3-х т. / Под общ. ред. В.Н. Волченко. – М.: Металлургия, 1991. – Т. 1. Свариваемость материалов / Под ред. Э.Л. Макарова. – 528 с.
7. Пермяков Г.Л. Численное моделирование процесса электронно-лучевой сварки с продольной осцилляцией луча на основе экспериментально определенной формы канала проплавления / Г.Л.Пермяков, Т.В.Ольшанская, В.Я.Беленький, Д.Н.Трушников // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета имени академика М. Ф. Решетнева. – 2015. – Т. 16. – № 4. – С. 828-832.
8. Ольшанская, Т.В. Обзор современных способов управления электронным лучом при электронно-лучевой сварке / Т.В.Ольшанская, Е.С.Саломатова // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18. – № 4. – С. 169-187.
9. Olshanskaya T.V. Electron beam welding of aluminum alloy AlMg6 with a dynamically positioned electron beam / T.V.Olshanskaya, V.Y.Belenkiy, E.S.Salomatova, D.N.Trushnikov, G.L.Permiyakov // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2017 – Vol. 89. Iss. 9 – P. 3439-3450
10. Ольшанская Т.В. Применение расщепления электронного пучка при электронно-лучевой сварке алюминиевого сплава АМг6 / Т.В.Ольшанская, С.Ю.Некрасов, Е.С.Саломатов, Д.Н.Трушников // Международная конференция Электронно-лучевая сварка и смежные технологии: материалы международ. конф., Москва, 17 - 20 нояб. 2015. – М., 2015. – С. 495-516.
11. Язовских В.М. Математическое планирование и инженерные методы расчета в сварке. В 2 ч. Ч.1. Статистическая обработка и планирование эксперимента / В.М. Язовских. – Пермь: Изд-во ПГТУ, 2007. – 124 с.
12. Ольшанская Т.В. Теоретические и технологические основы формирования сварных соединений легированных сталей при электронно-лучевой сварке с разверткой луча: автореф. дис. доктора техн наук. – Пермь, 2018. – 36. с.
13. Fedoseeva E.M. Calculation of Dynamic Processes in the Welded Seams Received at Arc Ways of Welding / E.M. Fedoseeva, T.V. Olshanskaya // Global Journal of Pure and Applied Mathematics. – 2017. – Vol. 13 (1) – P. 81-88.
14. Fedoseeva E.M. Structure Formation and Nonmetallic Inclusions in Welded Joints when Welding Steel X65 by STT+API Technology / E.M. Fedoseeva, T.V. Olshanskaya // Materials Science Forum. Mechanical Engineering, Materials Science and Civil Engineering IV. – 2017. – Vol. 893 – P. 229-233.
15. Ольшанская, Т.В. Построение тепловых моделей при электронно-лучевой сварке методом функций Грина / Ольшанская Т.В., Федосеева Е.М., Колева Е.Г. // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2017. – Т. 19. – № 3. – С. 49-74.
16. Ольшанская Т. В. Конструкционные материалы. Свариваемость и сварка: учебное пособие. / М-во образования и науки Рос. Федерации, Перм. нац. исслед. политехн. ун-т. – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2015. – 241 с. Утв. РИС ун-та в качестве учеб. пособия.

17. Olshanskaya, T.V. Simulation of thermal processes at electron-beam welding with beam splitting / T.V.Olshanskaya, E.S.Salomatova, D.N.Trushnikov // Global Journal of Pure and Applied Mathematics. – 2016. – Vol. 12 (4). – P. 3525-3534.
18. Прохоров Н.Н. Расчет схемы кристаллизации сварного шва / Н.Н.Прохоров, А.С.Мастрюкова // Сварочное производство. – 1961. – № 2. – С. 4-8.



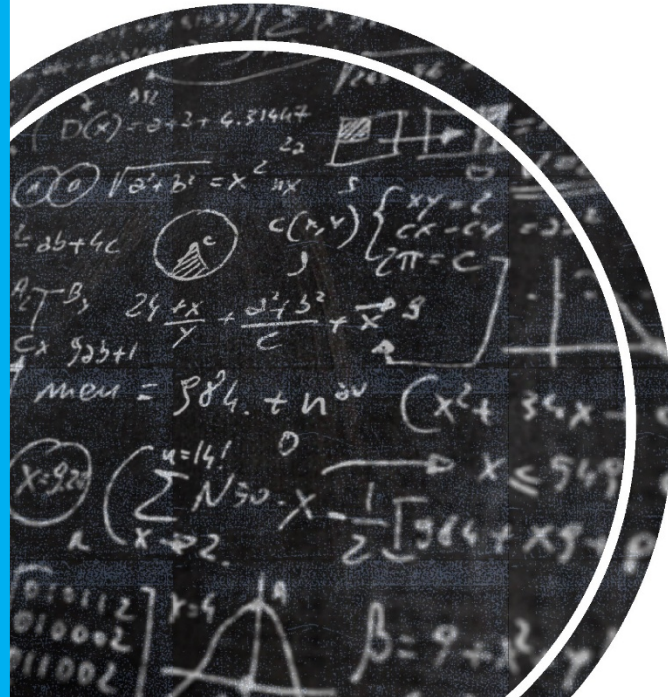
UADEC



CIMA


A SPACE-TIME FINITE DIFFERENCE METHOD FOR ANALYZING PROBLEMS WITH MOVING HEAT SOURCES

Dr. Felix Raymundo Saucedo Zendejo
Centro de Investigación en Matemáticas Aplicadas, UAdeC
fesaucedoz@uadec.edu.mx



CONTENT

- Motivation
- Numerical methods
- Governing Equations
- FPM
- Numerical Tests
- Conclusions

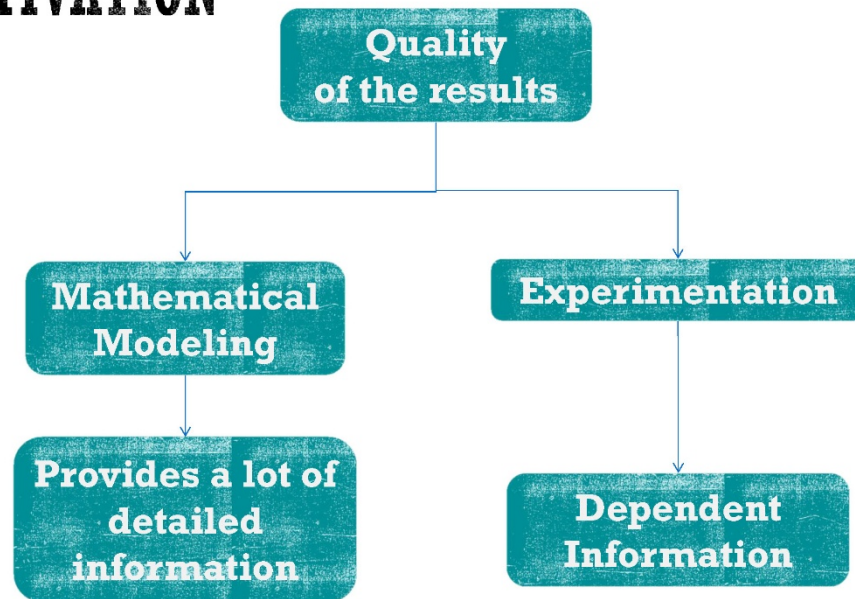




MOTIVATION



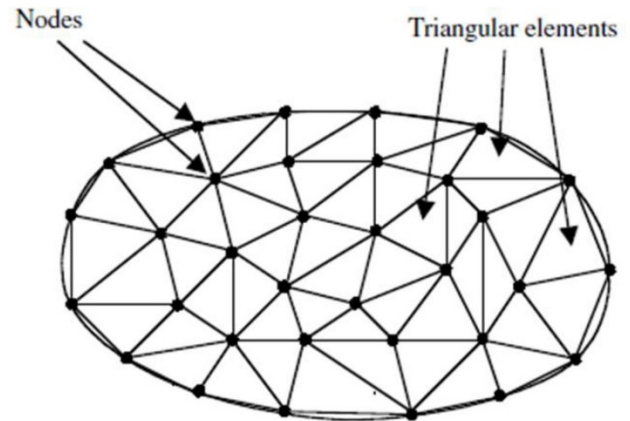
MOTIVATION



NUMERICAL METHODS

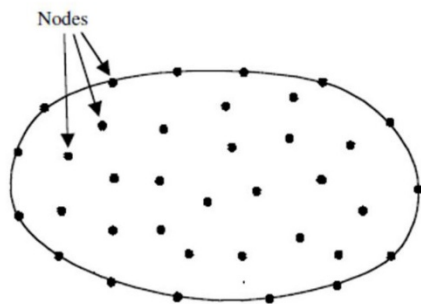
Mesh-based methods

- FEM
- FVM
- FDM



NUMERICAL METHODS

Meshfree methods

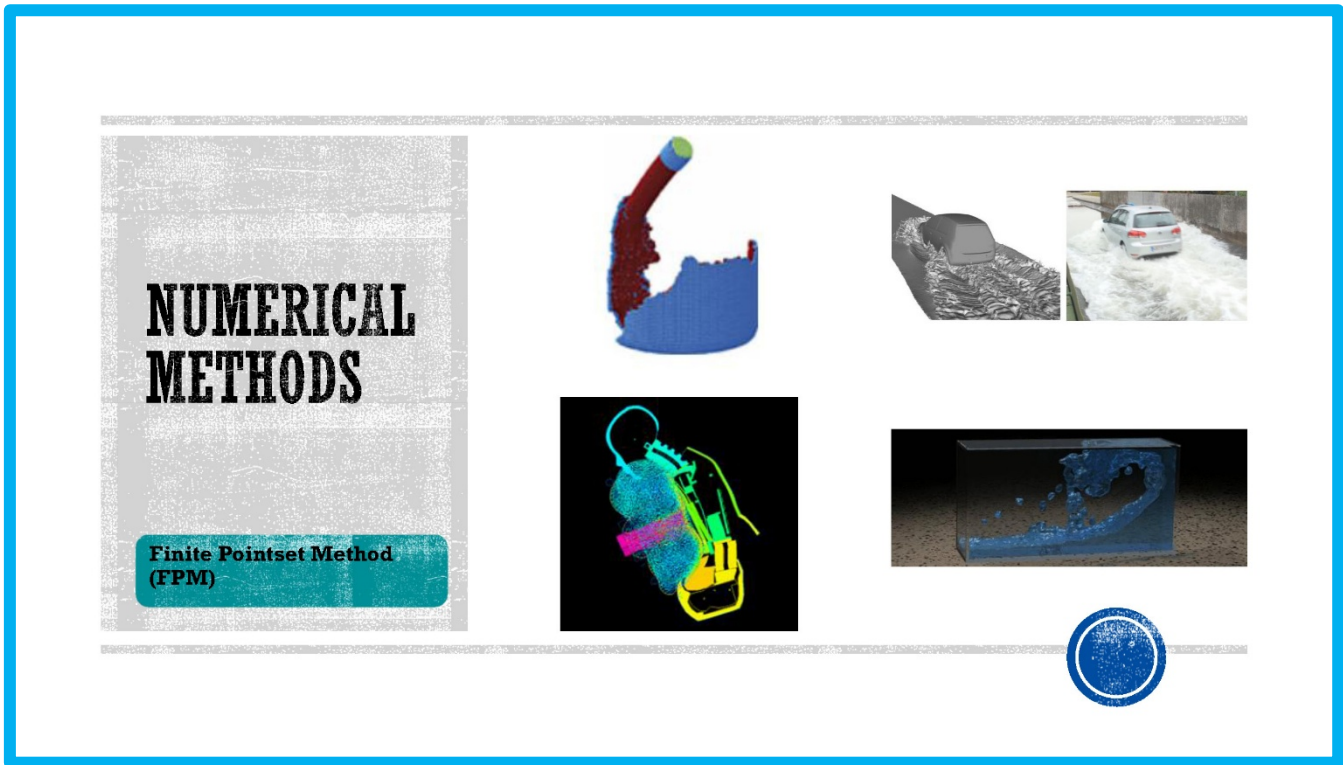


- They do not require the construction of a mesh.
- They are adaptive



- Simulation maintains its numerical accuracy
- It is easy to model high deformations





GOVERNING EQUATIONS

Heat Transfer Equation

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} - \rho v \frac{\partial T}{\partial x} - k \nabla^2 T = Q$$

which after a temporal discretization with Euler's method takes the general form

$$A_1 T + B \cdot \nabla T + C_1 \nabla^2 T = F,$$

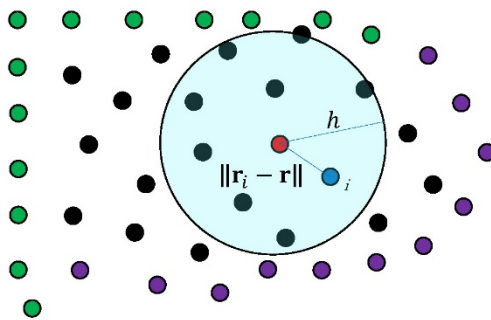
along with general boundary conditions

$$\frac{\partial T}{\partial \hat{n}} = G,$$

$$A_2 T + C_2 \frac{\partial T}{\partial \hat{n}} = H.$$



FPM



To calculate T

$$w_i = \begin{cases} e^{-\alpha \frac{\|\mathbf{r}_i - \mathbf{r}\|^2}{h^2}}, & \|\mathbf{r}_i - \mathbf{r}\| \leq h \\ 0, & \text{otherwise} \end{cases}$$

$$T(\mathbf{r}_i) = T(\mathbf{r}) + \sum_{k=1}^2 T_k(\mathbf{r}) \Delta r_{k_i} + \frac{1}{2} \sum_{k,l=1}^2 T_{kl}(\mathbf{r}) \Delta r_{kl_i} + e_i$$



FPM

from which a system of equations of the form is obtained.

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

If the error is minimized and

$$(M^T W M)\mathbf{a} = (M^T W)\mathbf{b},$$

where $W = \text{diag}(w_1, w_2, \dots, w_n)$.

Finally, a global system of the form

$$K\Phi = \mathbf{f},$$

where Φ is a vector containing all the values of T.



FPM

If the time variable is coupled with the spatial variable

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} - \rho v \frac{\partial T}{\partial x} - k \nabla^2 T = Q.$$

The variable is redefined

$$\mathbf{r} = (\mathbf{r}, t)$$

from where

$$T(\mathbf{r}_i) = T(\mathbf{r}) + \sum_{k=1}^3 T_k(\mathbf{r}) \Delta r_{ki} + \frac{1}{2} \sum_{k,l=1}^3 T_{kl}(\mathbf{r}) \Delta r_{kli} + e_i$$



FPM

from which a system of equations of the form is obtained.

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

If the error is minimized and

$$(M^T W M)\mathbf{a} = (M^T W)\mathbf{b},$$

where $W = \text{diag}(w_1, w_2, \dots, w_n)$.

Finally, a global system of the form

$$K\Phi = \mathbf{f},$$

where Φ is a vector containing all the values of T .



NUMERICAL TESTS

Problem 1

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2}, \quad 0 \leq x, y \leq \pi, \quad 0 < t < 1,$$

with initial and frontier conditions

$$T|_{\partial\Omega} = 0$$

$$T(x, y, 0) = 10 \sin(x) \sin(y), \quad 0 < x, y < \pi.$$

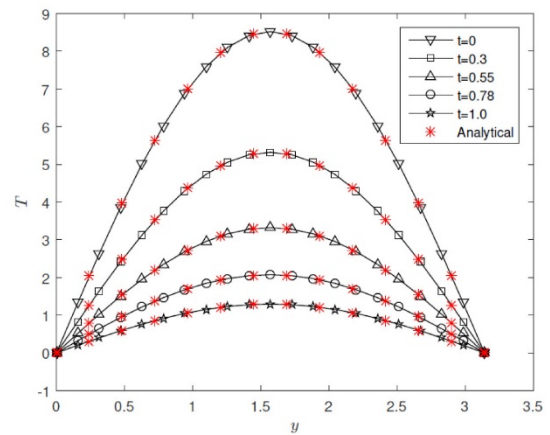
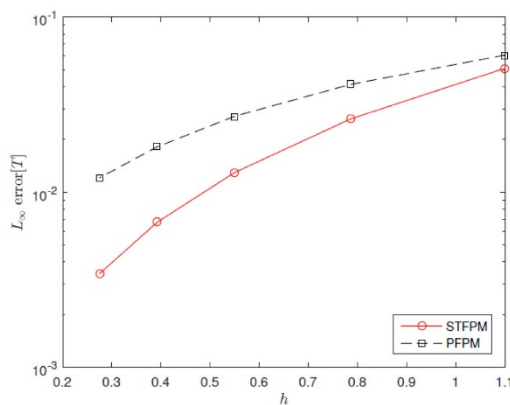
and exact solution

$$T(x, y, t) = 10 \sin(x) \sin(y) \exp(-2t).$$



PRUEBAS NUMÉRICAS

Problem 1



PRUEBAS NUMÉRICAS

Problem 2

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + (1 + t^2)T + (2\pi^2 - t^2 - 2)e^{-t} \sin(\pi x) \cos(\pi y),$$

$$0 \leq x, y \leq 1$$

with initial and frontier conditions

$$T(0, y, t) = T(1, y, t) = 0$$

$$T(x, y, 0) = \sin(\pi x) \cos(\pi y), \quad 0 < x, y < 1$$

$$T(x, 0, t) = -T(x, 1, t) = e^{-t} \sin(\pi x)$$

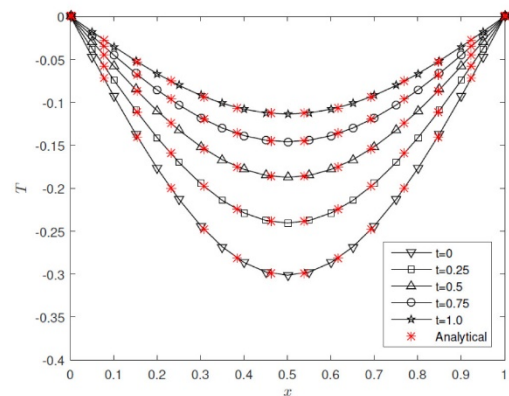
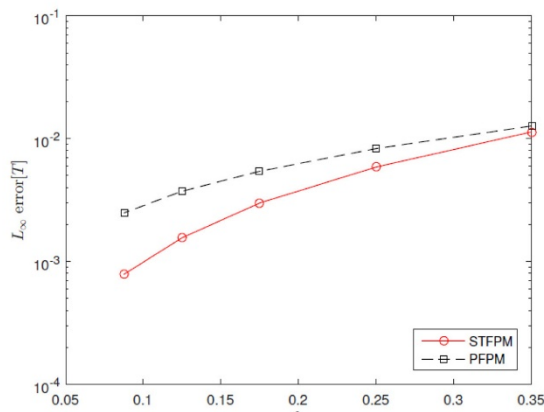
and exact solution

$$T(x, y, t) = e^{-t} \sin(\pi x) \cos(\pi y)$$



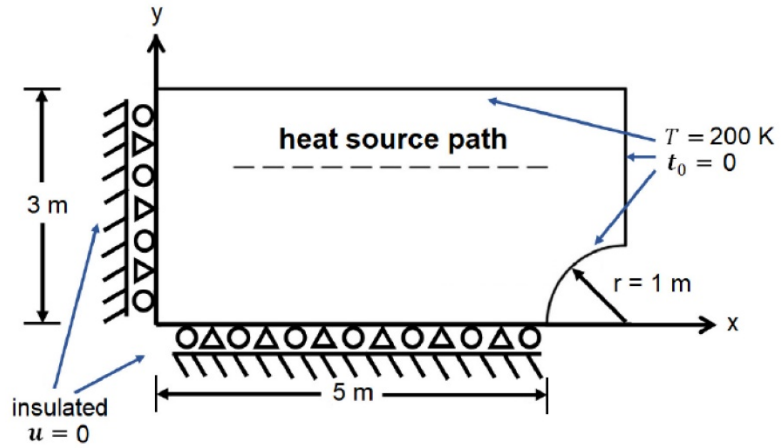
PRUEBAS NUMÉRICAS

Problem 2



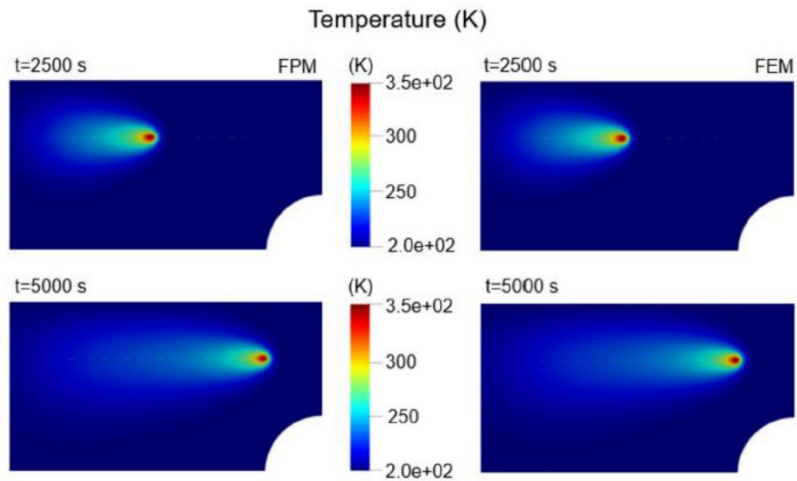
PRUEBAS NUMÉRICAS

Problem 3



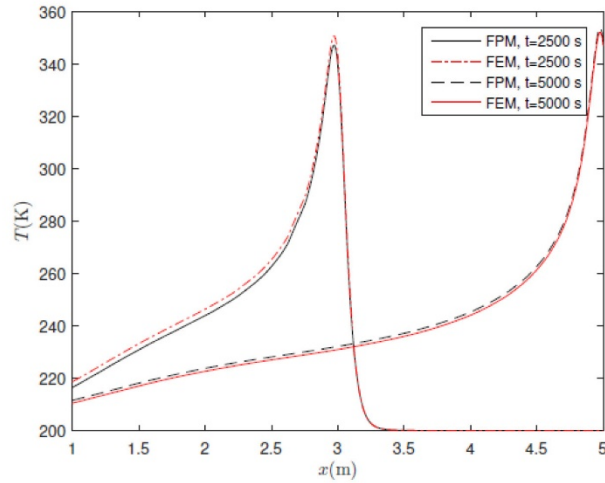
PRUEBAS NUMÉRICAS

Problem 3



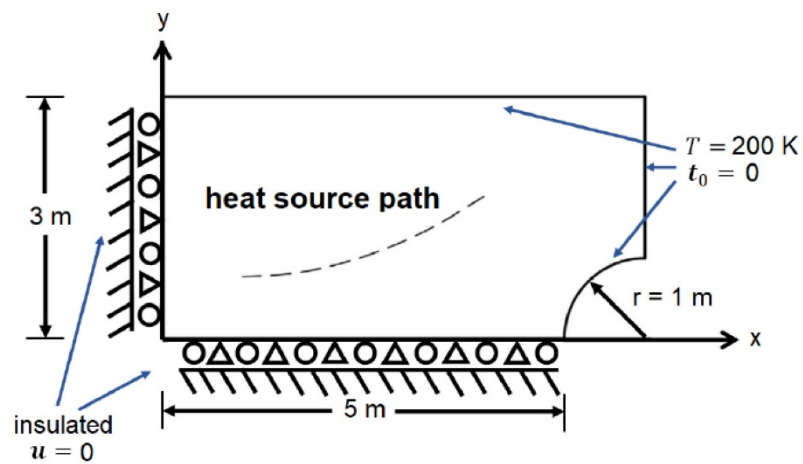
PRUEBAS NUMÉRICAS

Problem 3



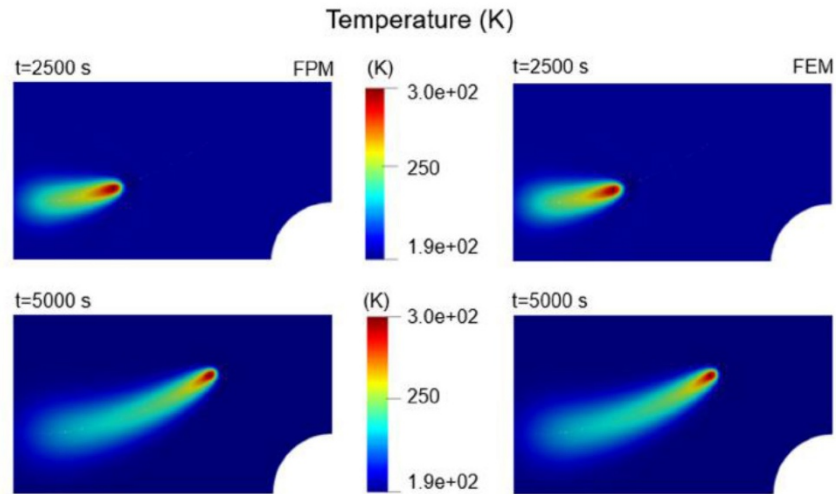
PRUEBAS NUMÉRICAS

Problem 4



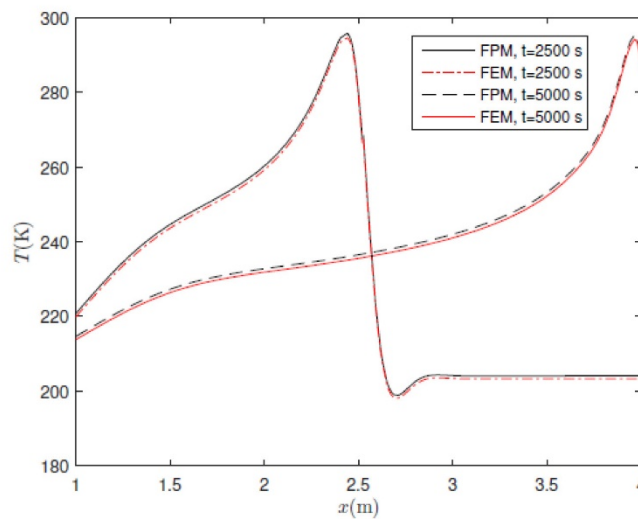
PRUEBAS NUMÉRICAS

Problem 4



PRUEBAS NUMÉRICAS

Problem 4



CONCLUSIONS

- The formulation with the coupled time-space variables is suitable for thermal problems.
-
- This formulation is attractive for problems on a broad timescale.
-
- This formulation holds promise for modeling other physical phenomena.



Раздел 2.

Электронно-лучевое аддитивное формирование

УДК 621.791

Микроструктура титаноматричных композитов, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии¹

Панин А.В., Казаченок М.С., Лобова Т.А., Прибытков Г.А.,
Мартынов С.А.

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, Томск, Россия

Аннотация. В работе продемонстрирована возможность изготовления образцов металломатричных композитов BT6-TiC и BT6-TiB методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии. В качестве фидстока для 3D печати титаноматричных композитов использовали стержни из титанового сплава BT6, подвергнутые предварительному диффузионному насыщению углеродом и бором. Методом оптической и сканирующей электронной микроскопии, а также рентгеновского дифракционного анализа исследовано влияние режимов диффузионного насыщения стержней BT6 углеродом и бором на размер первичных β зерен и реек мартенситной α' фазы, а также на форму, размеры и плотность распределения частиц TiC и вискерообразных TiB в 3D-напечатанных композитах BT6-TiC и BT6-TiB. Показано, что измельчение зеренной структуры и выделение карбидных и боридных фаз обеспечивают существенное увеличение микротвердости 3D-напечатанных титаноматричных композитов BT6-TiC и BT6-TiB.

Ключевые слова: проволочная электронно-лучевая аддитивная технология, титановый сплав BT6, металломатричные композиты, микроструктура, фазовый состав, TiC, TiB.

Abstract. In this work, the possibility of manufacturing BT6-TiC and BT6-TiB metal matrix composite samples using wire-feed electron-beam additive technology has been demonstrated. As a feedstock material for 3D printing of titanium matrix composites, rods made of BT6 titanium alloy were used, which underwent prior diffusional saturation with carbon and boron. Through optical microscopy, scanning electron microscopy, and X-ray diffraction analysis, the impact of different carbon and boron diffusion-saturation regimes on the size of primary β grains and martensitic α' laths, as well as on the shape, size, and density distribution of TiC particles and TiB whiskers in 3D-printed BT6-TiC and BT6-TiB composites, was examined. It was revealed that refining the grain structure and precipitation of carbide and boride phases significantly enhance the microhardness of 3D-printed BT6-TiC and BT6-TiB titanium matrix composites.

Keywords: wire-feed electron beam additive manufacturing, Ti-6Al-4V titanium alloy, metal matrix composites, microstructure, phase composition, TiC, TiB.

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, темы FWRW-2021-0010 и FWRW-2021-0005.

Введение

Благодаря высоким значениям прочности, износостойкости, коррозионной стойкости и термостойкости, титановые металломатричные композиты (ТМК) востребованы в различных отраслях промышленности, в том числе в авиа- и автомобилестроении, медицине, космической технике и др. [1]. Высокие эксплуатационные характеристики ТМК достигаются путем введения твердых частиц второй фазы в титановую матрицу. Карбид и борид титана (TiC и TiB), а также их смесь являются одними из наиболее предпочтительных материалов для армирования титановой матрицы вследствие их высокой химической стабильности, высокой твердости, а также близких коэффициентов теплового расширения.

Традиционно для изготовления ТМК используются жидкофазные, твердофазные и газофазные методы [2]. В настоящее время большое внимание уделяется исследованию и разработке аддитивных методов изготовления ТМК. Среди разнообразных методов послойного изготовления ТМК наиболее распространенным является метод прямого лазерного осаждения, в котором металлические и керамические порошки по отдельности, либо в виде порошковой смеси подаются газовой струей непосредственно в место подведения энергии. Использование данной технологии позволяет получать TiC/Ti-6Al-4V [3], SiC/Ti-6Al-4V [4], TiB₂/Ti-6Al-4V [5] и другие плотные композиты с контролируемой микроструктурой и фазовым составом.

Основными преимуществами проволочной аддитивной технологии являются высокая скорость изготовления изделий, практически 100% использование сырья, коммерческая доступность титановой проволоки разных составов, а также возможность применения данной технологии в безвоздушном пространстве. Однако при изготовлении изделий из ТМК методом проволочной аддитивной технологии возникает ряд сложностей, связанных с получением титановой проволоки, содержащей необходимые легирующие элементы либо керамические частицы, а также с неоднородным распределением мелких армирующих частиц в титановой матрице 3D-напечатанных композитов. Одним из способов получения проволочного фидстока для аддитивного изготовления ТМК является диффузионное насыщение титановой проволоки углеродом, бором, кремнием и другими элементами, образующими соединения нестехиометрического состава (карбиды, бориды, нитриды и т.п.). Ранее [6] авторами данной работы была продемонстрирована возможность использования данного метода для 3D печати композитов на основе системы Ti-Al-V-Fe. Целью данной работы является сравнительный анализ микроструктуры и фазового состава образцов ТМК VT6-TiC и VT6-TiB, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии.

Материалы и методы

В качестве фидстока при 3D печати ТМК использовали квадратные стержни длиной 150 мм и площадью поперечного сечения 1,5 мм², нарезанные из титанового листа ВТ6 и подвергнутые карбидизации или борированию. Процесс диффузионного насыщения углеродом и бором проводился при температуре 1300°C в течение 4 часов. При указанных условиях карбидизации и борирования привес стержней ВТ6 составлял 0,9 и 1,6 вес.% соответственно.

3D печать композитов ВТ6-TiC и ВТ6-TiB проводили путем электронно-лучевого плавления стержней ВТ6, подвергнутых предварительным карбидизации или борированию, на установке для проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ИФПМ СО РАН, Томск, Россия). Подробное описание установки и режимов 3D печати представлено в работе [7]. 3D-напечатанные заготовки композитов ВТ6-TiC и ВТ6-TiB с размерами 20 мм × 20 мм × 20 мм отделяли от плиты построения и разрезали вдоль направления роста на пластины толщиной 2 мм методом электроискровой резки.

Микроструктуру стержней ВТ6, подвергнутых предварительным карбидизации или борированию, а также 3D-напечатанных композитов ВТ6-TiC и ВТ6-TiB изучали с использованием оптического микроскопа Axiovert 40 MAT и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Apreo 2S, оснащенного системой энергодисперсионной рентгеновской спектromетрии. Рентгеноструктурный анализ титанового фидстока и композитов ВТ6-TiC и ВТ6-TiB проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Микротвердость композитов ВТ6-TiC и ВТ6-TiB измеряли с помощью твердомера ПМТ-3 при нагрузке 50 г.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

В результате диффузионного насыщения углеродом и бором на поверхности стержней ВТ6 формируется сплошное покрытие толщиной 5-10 мкм, содержащее карбидную и боридную фазы соответственно (рис. 1). Характерными особенностями рентгеновских спектров стержней ВТ6, подвергнутых высокотемпературному науглероживанию, являются появление ярко выраженной текстуры α фазы, отсутствие β фазы вследствие наличия углерода, являющегося α -стабилизирующим элементом в титане, а также наличие рентгеновских пиков, соответствующих фазе карбида титана TiC (рис. 2, а, дифрактограмма 1). В случае борирования толщина покрытия на поверхности стержней ВТ6 оказывается выше. Последнее подтверждается как большей величиной привеса стержней ВТ6 после борирования по сравнению с карбидизацией, так и отсутствием рентгеновских пиков, соответствующие титану (рис.2, а, дифрактограмма 2). При этом на рентгенограмме присутствуют ярко выраженные пики, соответствующие фазам TiB и TiB₂. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, объемная доля карбидных и боридных фаз в покрытиях, сформированных на

поверхности стержней ВТ6 в процессе химико-термической обработки, достигает 28 и 63 % соответственно.

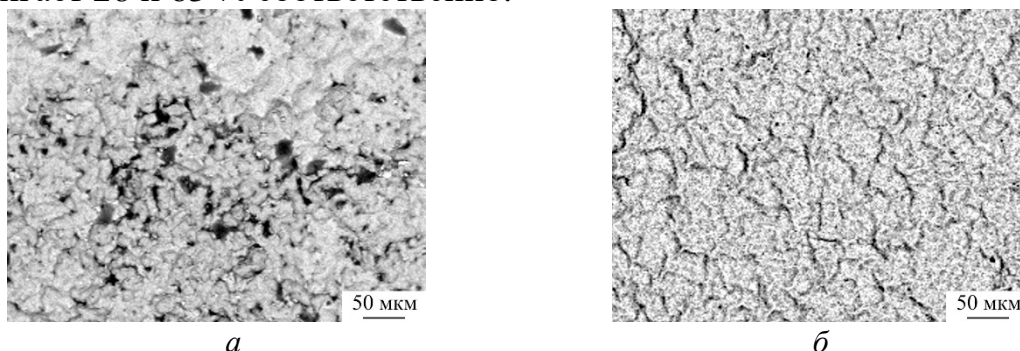


Рисунок 1 – СЭМ-изображения поверхности стержней ВТ6, подвергнутых химико-термической обработке:

а – стержни ВТ6, подвергнутые карбидизации,
б – стержни ВТ6, подвергнутые борированию

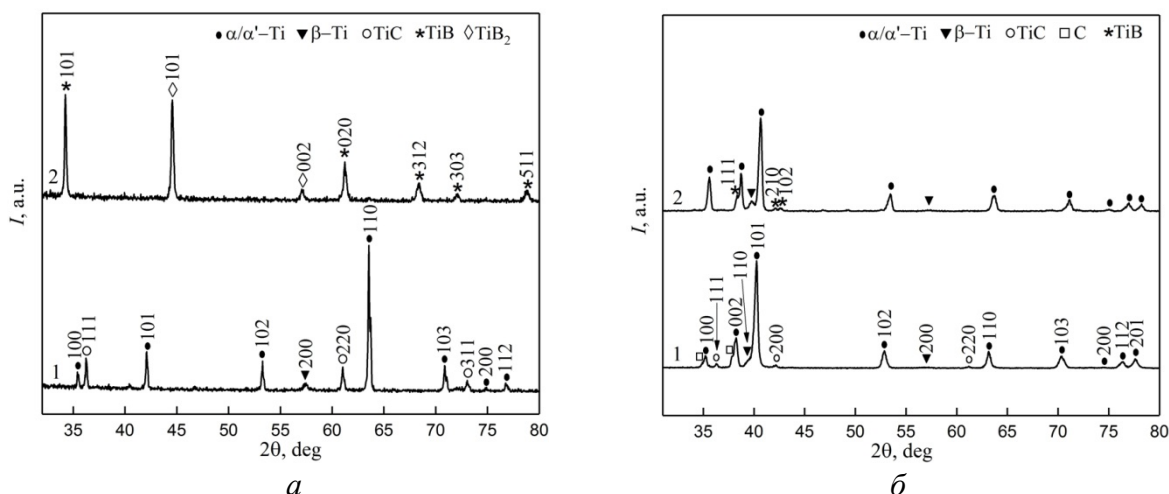


Рисунок 2 – Дифрактограммы стержней ВТ6 и 3D-напечатанных композитов:
а – стержни ВТ6, подвергнутые науглероживанию (1) и борированию (2),
б – композиты ВТ6-0,9 вес.% TiC (1) и ВТ6-1,6 вес.% TiB (2)

Варьирование температуры и длительности диффузионного насыщения стержней ВТ6 атомами углерода и бора позволяет изготовить при их использовании беспористые 3D-напечатанные композиты с различной микроструктурой и фазовым составом. Так, микроструктура композита ВТ6-0,9 вес.% TiC состоит из мелких квазиравноосных первичных β зерен, содержащих разориентированные рейки α/α' фазы, а также эвтектических частиц TiC удлиненной формы со средним поперечным размером 1 мкм, выделяющихся как по границам, так и внутри первичных β зерен (рис. 3, а). Образование эвтектических частиц TiB в процессе кристаллизации ванны расплава, являющихся центрами зародышеобразования для первичных β зерен, позволяет более существенно измельчить микроструктуру 3D-напечатанного композита ВТ6-1,6 вес.% TiB (рис. 3, б). Размеры первичных β зерен в композите ВТ6-1,6 вес.% TiB не превышают 30 мкм. Частицы TiB выделяются в форме нитевидных кристаллов (вискеров), средний диаметр

которых составляет 2 мкм, а их длина достигает 10 мкм. Необходимо отметить, что указанные размеры вискеро-в TiB существенно превышают размеры частиц боридной фазы в 3D-напечатанных ТМК, полученных методом селективного лазерного сплавления [8]. Последнее связано с различной скоростью охлаждения ванны расплава в процессе 3D печати, поскольку с уменьшением скорости охлаждения увеличивается продолжительность процесса роста боридных частиц.

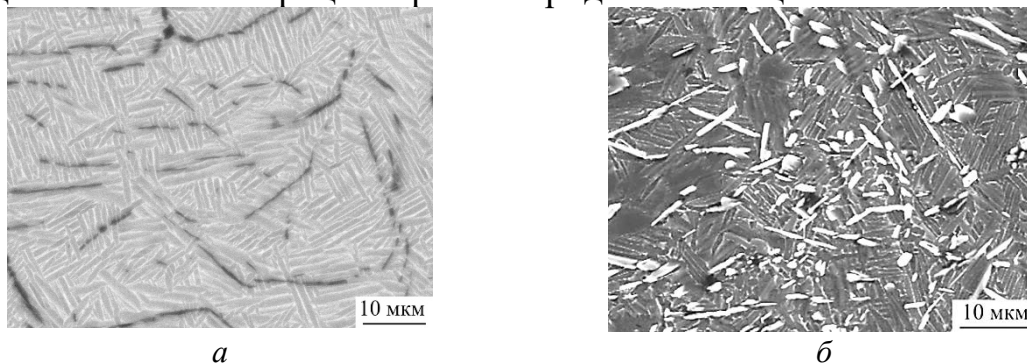


Рисунок 3 – Металлографические изображения микроструктуры 3D-напечатанных титаноматричных композитов:

а – композит ВТ6-0,9 вес.% TiC, б – композит ВТ6-1,6 вес.% TiB

Как видно из рис. 2, б, на дифрактограммах 3D-напечатанных композитов ВТ6-0,9 вес.% TiC и ВТ6-1,6 вес.% TiB присутствуют пики, соответствующие различным кристаллографическим плоскостям α/α' фазы. Доказательством наличия остаточной β фазы является дифракционный пик 110_{β} на угле $2\theta=39,4^{\circ}$, при этом объемная доля β фазы в обоих композитах не превышает 4%. Низкая объемная доля остаточной β фазы в 3D-напечатанных композитах ВТ6-0,9 вес.% TiC и ВТ6-TiB обусловлена наличием легирующих элементов, прежде всего ванадия, в мартенситной α' фазе вследствие высокой скорости охлаждения ванны расплава в процессе 3D печати.

Кроме того, на дифрактограмме 3D-напечатанного композита ВТ6-TiC выявляются пики 111, 200 и 220 TiC фазы, объемная доля которой достигает 5%. Также на рентгенограмме композита ВТ6-0,9 вес.% TiC наблюдается слабый пик на угле $2\theta=37,9^{\circ}$, который может принадлежать лигниту (бурый уголь). В свою очередь, свидетельством наличия 5% боридной фазы в композите ВТ6-1,6 вес.% TiB являются отдельные дифракционные пики 111, 210 и 102, соответствующие фазе TiB.

Выделение карбидных частиц в 3D-напечатанном композите ВТ6-0,9 вес.% TiC является причиной высокого значения их микротвердости, среднее значение которой составляет 7,5 ГПа. Микротвердость композита ВТ6-1,6 вес.% TiB оказывается существенно ниже (5,3 ГПа), однако превышает микротвердость 3D-напечатанных образцов ВТ6, полученных в аналогичных условиях (4 ГПа).

Заключение

Карбидизация или борирование стержней ВТ6, используемых в качестве фидстока в проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии, позволяет сформировать на их поверхности сплошное покрытие толщиной 5-10 мкм, содержащее карбидную и боридную фазы.

С использованием предварительно карбидизированных и борированных стержней ВТ6 были аддитивно изготовлены плотные беспористые композиты ВТ6-0,9 вес.% TiC и ВТ6-1,6 вес.% TiB. Интенсивное выделение эвтектических частиц TiC и вискероидов TiB в процессе кристаллизации ванны расплава приводит к существенному уменьшению размеров первичных β зерен 3D-напечатанных ТМК, однако не влияет на толщину реек α/α' фазы. Минимальный размер первичных β зерен наблюдается в 3D-напечатанных композитах ВТ6-1,6 вес.% TiB, полученных путем предварительного борирования фидстока при 1300°C в течение 4 часов.

Выделение карбидных частиц как по границам, так и внутри первичных β зерен 3D-напечатанных композитов ВТ6-0,9 вес.% TiC является причиной увеличения их микротвердости до 7,5 ГПа. Микротвердость 3D-напечатанных композитов ВТ6-1,6 вес.% TiB составляет 5,3 ГПа.

Литература

1. Hayat M.D. Titanium metal matrix composites: An overview / M.D. Hayat, H. Singh, Z. He, P. Cao // Composites Part A. – 2019. – vol. 121. – P. 418-438.
2. Краснов Е.И. Металлические композиционные материалы на основе титановых сплавов, армированные тугоплавкими частицами (обзор) / Е.И. Краснов, В.М. Серпова, Л.Г. Ходыкин, А.В. Гололобов // Труды ВИАМ. – 2021. – № 6 (100). – С. 36-45.
3. Liu S.Y., Shin Y.C. The influences of melting degree of TiC reinforcements on microstructure and mechanical properties of laser direct deposited Ti6Al4V-TiC composites / S.Y. Liu, Y.C. Shin // Materials & Design. – 2017. – vol. 136. –P. 185-195.
4. de Rojas Candela C.S. Ti6Al4V/SiC Metal Matrix Composites Additively Manufactured by Direct Laser Deposition / C.S. de Rojas Candela, A. Riquelme, V. Bonache, P. Rodrigo, J. Rams // Metals and Materials International. – 2022. – vol. 28. – P. 3120-3144.
5. Patil A.S. Effect of TiB₂ addition on the microstructure and wear resistance of Ti-6Al-4V alloy fabricated through direct metal laser sintering (DMLS) / A.S. Patil, V.D. Hiwarkar, P.K. Verma, R.K. Khatirkar // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – vol. 777. – P. 165-173.
6. Panin A.V. Microstructure and phase composition of 3D printed titanium metal matrix composites based on Ti-Al-V-Fe system and reinforced with TiC particles / Panin A.V., Kazachenok M.S., Lobova T.A., Pribytkov G.A., Panina A.A., Martynov S.A. // Russ. Phys. J. – 2024. – vol. 67. – P. 1400-1407.
7. Panin A. Transformations of the Microstructure and Phase Compositions of Titanium Alloys during Ultrasonic Impact Treatment Part III: Combination with Electrospark Alloying Applied to Additively Manufactured Ti-6Al-4V Titanium Alloy / A. Panin, M. Kazachenok, K. Krukovskii, D. Buslovich, L. Kazantseva, S. Martynov, E. Sklyarova // Metals. – 2023. – vol. 13. – P. 932.
8. Verma P.K. In Situ Fabrication of TiB/Ti-6Al-4V Composites Using Laser Beam Manufacturing Technique: Effect of Submicron TiB₂ / P.K. Verma, U. Nichul, A. Kumar, V. Hiwarkar // Journal of The Minerals, Metals & Materials Society. – 2023. – vol. 75. – P. 4958-4970.

**Механические свойства прототипов
миниатюрных изделий из сплава TiNi после формирования
поверхностного Ti-Ni-Ta сплава с использованием аддитивного
тонкоплёночного
электронно-пучкового способа синтеза**

Дьяченко Ф.А., Чепелев Д., Мейснер Л.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Аннотация. В работе изучены механические и неупругие свойства проволоки из сплава TiNi (диаметром ~950 мкм) после формирования аморфного поверхностного сплава (ПС) на основе системы Ti-Ni-Ta толщиной ≤ 1 мкм. Формирование ПС проведено путём двукратного чередования операций осаждения легирующей пленки ($\text{Ti}_{60}\text{Ta}_{40}$ (ат. %), ~100 нм) и жидкофазного перемешивания системы [пленка/подложка] с помощью низкоэнергетического высокоточного электронного пучка. При испытаниях на кручение изучено деформационное поведение образцов до и после термоциклирования (Тц) системы [ПС/TiNi-подложка] в температурном интервале $B2 \rightleftharpoons B19'$ мартенситных превращений. В ходе циклических испытаний обнаружено, что наличие ПС не приводит к росту напряжения начала накопления мартенситной деформации τ_M и ширины механического гистерезиса напряжений $\Delta\tau$, но оказало влияние на улучшение способности материала накапливать и возвращать неупругую деформацию γ_{SE} . Обнаружено, что Тц исходных и модифицированных образцов не оказывает существенного влияния на деформационное поведение материала. Отмечено, что аморфный ПС не растрескивается после Тц и не отслаивается от поверхности проволоки после циклических испытаний на кручение.

Ключевые слова. TiNi сплав, поверхностный Ti-Ni-Ta сплав, термоциклирование, испытания на кручение, морфология поверхности

Abstract. In this study the mechanical and inelastic properties of TiNi thin wire (diameter of ~950 μm) were studied after the synthesis of an amorphous surface alloy (SA) based on the Ti-Ni-Ta system with a thickness of ≤ 1 μm . The SA was produced by a twofold alternation of deposition of the alloying film ($\text{Ti}_{60}\text{Ta}_{40}$ (at.%), with a thickness of ~100 nm) and liquid-phase mixing of the [film/substrate] system using a low-energy high-current electron-beam. The deformation behavior of the samples was examined in torsion tests before and after thermal cycling (Tc) of the [SA/TiNi-substrate] system within the $B2 \rightleftharpoons B19'$ martensitic transformation temperature range. During cyclic tests, it was found that the presence of SA does not lead to an increase in the martensitic shear stress τ_M and stress hysteresis loop $\Delta\tau$, but it affects the material's ability to accumulate and recover superelastic strain γ_{SE} . It was found that the Tc of the samples does not significantly affect the deformation behavior of the wire. It was noted that the amorphous SA does not crack after Tc and does not peel off from the surface after cyclic torsion tests.

Keywords. TiNi SMA alloy, Ti-Ni-Ta-based surface alloy, thermal cycling, torsion tests, surface morphology

Введение. Для улучшения свойств миниатюрных изделий из сплавов на основе никелида титана (сплавы TiNi), обладающих эффектами памяти формы и сверхэластичности (ЭПФ-СЭ) [1-4], используют поверхностные ионно- [5] и электронно-пучковые обработки [6]. Однако, большинство существующих способов и режимов обработок не подходят для модификации поверхности миниатюрных (≤ 1 мм) изделий из сплавов TiNi из-за низкой адгезионной прочности между поверхностными слоями, модифицированными этими способами, и TiNi-подложкой.

Одним из перспективных направлений улучшения свойств сплавов TiNi является создание на их поверхности многокомпонентных поверхностных сплавов (ПС) с использованием аддитивного тонкоплёночного электронно-пучкового способа синтеза [7-9]. Синтез заключается в многократном чередовании операций осаждения легирующей пленки толщиной (~ 50 – 100 нм) и жидкофазного перемешивания компонентов пленки и подложки с помощью импульсного широкоапертурного (до ~ 10 см²) низкоэнергетического (≤ 30 кэВ) сильноточного (до ~ 25 кА) электронного пучка (НСЭП) с плотностью энергии до $\sim 2,5$ Дж/см² при длительности импульса ~ 2 – 4 мкс в едином вакуумном цикле. В [7, 8] исследован аморфный ПС на основе системы Ti-Ni-Ta толщиной ~ 2 мкм, синтезированный на поверхности модельных образцов TiNi. Обнаружено, что ПС демонстрирует высокую прочность, пластичность, хорошую адгезию к TiNi-подложке [7, 8], а также пониженную концентрацию Ni на поверхности [7], что делает его перспективным для использования в качестве защитного слоя. Кроме того, известно [10], что сплавы TiNi легированные Ta, обладают существенно большей рентгеноконтрастностью, по сравнению с немодифицированными образцами.

Перспективным направлением исследований является управление механическими свойствами миниатюрных изделий за счёт варьирования толщины аморфного ПС, формируя его до значений ≤ 1 мкм. В экспериментах [9] показано, что с использованием системы [пленка (Ti₆₀Ta₄₀, ~ 100 нм)/TiNi-подложка] при 2 циклах синтеза, электронно-пучковый способ позволяет формировать ПС толщиной ≤ 1 мкм с полностью аморфной структурой, средний состав которого описывается формулой (ат. %): Ti_{~50}Ni_{~40}Ta_{~10}.

Таким образом, цель работы – установить закономерности изменения механических свойств прототипов миниатюрных изделий из сплава TiNi с синтезированным на его поверхности ПС на основе системы Ti-Ni-Ta, обладающим аморфной структурой и толщиной ≤ 1 мкм, в том числе исследовать деформационное поведение системы [ПС/TiNi-подложка] после термоциклирования в температурном интервале мартенситных превращений $B2 \rightleftharpoons B19'$.

Материалы и методы. Проволочные образцы TiNi ($d \approx 950$ мкм) изготовлены из промышленной проволоки TiNi (Euroflex, Германия). Химический состав сплава: Ti – 50,84 ат. % Ni. Температуры начала A_n и конца A_k обратного мартенситного превращения $B19' \rightarrow B2$ соответствовали: $A_n = 265 \pm 2$ К, $A_k = 277 \pm 2$ К. Образцы подвергали электролитической полировке в растворе (состав и концентрация кислот в пропорциях: 3 ч. уксусной кислоты CH_3COOH + 1 ч. хлорной кислоты $HClO_4$) в течение $t \approx 15$ с при напряжении $U \approx 30$ В с охлаждением раствора в водно-ледяной смеси до $T \approx 278$ К. Затем проводили ультразвуковую очистку в ванне «УЗВ-5.7 ТТЦ» (Сапфир, Россия) с дистиллированной водой при $T \approx 298$ К, в течение $t = 30$ мин. Приготовленные образцы обозначены как TiNi.

Синтез ПС на основе системы Ti-Ni-Ta на поверхности образцов TiNi проводили на модифицированной автоматизированной установке «РИТМ-СП» (Микросплав, Россия) в едином вакуумном цикле [11, 12]. В [13] приведено подробное описание синтеза ПС и режимов обработки. Образцы после синтеза обозначены как TiNi-ПС.

Известно, что перед использованием миниатюрных изделий из сплавов TiNi, как правило, проводят их термомеханическое циклирование для стабилизации неупругих характеристик материала, при этом достаточно выполнение ~ 10 – 20 циклов [14–17]. В работе образцы TiNi-ПС подвергали термоциклированию (Тц) с числом циклов «нагрев/охлаждение», равным 20. Цикл Тц осуществляли путем охлаждения образцов в жидком азоте до температуры 77 К и последующего нагрева в кипящей воде до температуры 373 К, так, что температуры концов прямого M_k и обратного A_k мартенситных $B2 \rightleftharpoons B19'$ превращений располагались внутри этого температурного диапазона. Время выдержки в нагретом и охлажденном состояниях составляло ~ 30 с. Образцы TiNi-ПС после Тц обозначены TiNi-ПС-Тц.

Испытания на кручение проводили на машине «НДВ-100» (Метротест, Россия) в соответствии с ASTM A938-97 [18] и использованием программного обеспечения «M-Test АСУ» (Метротест, Россия) для управления машиной и построения деформационных кривых. Рабочая длина образцов составляла ~ 18 мм. Циклические испытания проводили при скорости закручивания $\sim 4\%$ /мин до деформации $\gamma_{max} \approx 6\%$, затем с той же скоростью разгружали до нуля. В ходе испытаний каждой группы образцов тестировали минимум по 3 образца. В [8, 13] приведено подробное описание испытаний, формулы для расчёта и построения кривых «напряжения сдвига τ – деформация кручения γ », а также определение параметров, характеризующих механические свойства. Исследования морфологии поверхности образцов выполнены на микроскопе «Apreo 2S» (Thermo Fisher Scientific, США).

вывод, что синтезированный ПС на поверхности проволоки способен отвечать требованиям, выдвигаемым к сплавам TiNi в ходе их практического применения.

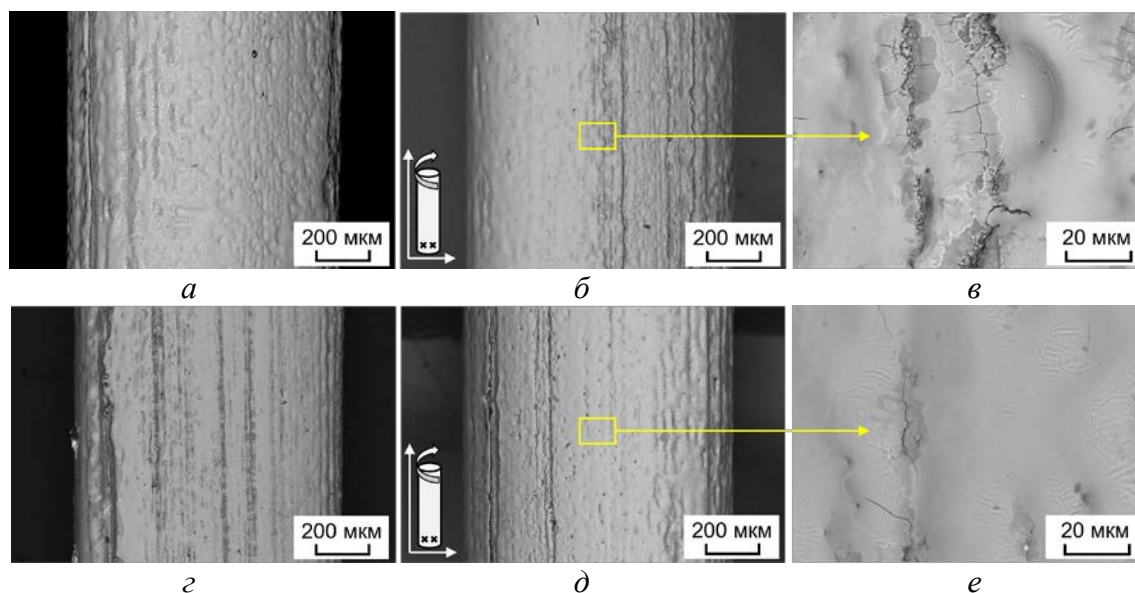


Рисунок 2 – РЭМ-изображения поверхности образцов до (а, з) и после (б, в, д, е) циклических испытаний кручением ($\gamma_{max} = 6\%$, $N = 20$, $T = 298 \pm 1$ К):
а-в – TiNi-ПС, з-е – TiNi-ПС-Тц

Образцы TiNi-ПС-Тц после кручения демонстрируют однородную поверхность без признаков отслоения ПС (рис. 2д). При больших увеличениях обнаружены единичные микротрещины (рис. 2е), которые ориентированы аналогично, но их количество меньше по сравнению с образцами до Тц (рис. 2в).

Заключение. Таким образом, в результате циклических испытаний проволочных образцов из сплава TiNi до и после синтеза ПС на основе системы Ti-Ni-Ta и обработок по Тц можно сформулировать следующие выводы:

1) Обработки по Тц исходных и модифицированных образцов не оказывают существенного влияния на деформационное поведение проволочных образцов из сплава TiNi, что показывает стабильность механических и неупругих свойств в образцах до и после синтеза ПС и Тц.

2) Синтезированный аморфный ПС толщиной ≤ 1 мкм не растрескивается после Тц и не отслаивается от поверхности проволоки после циклических испытаний на кручение.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-72-00017, <https://rscf.ru/project/24-72-00017/>

Литература.

1. Abd-Elaziem W. Titanium-Based alloys and composites for orthopedic implants Applications: A comprehensive review / W. Abd-Elaziem, M.A. Darwish, A. Hamada, W.M. Daoush // *Materials and Design*. – 2024. – Vol. 241. – P. 112850.
2. Sarvari R. Shape-memory materials and their clinical applications / R. Sarvari, P. Keyhanvar, S. Agbolaghi, M.S.G. Farashah, A. Sadrhaghghi, M. Nouri, L. Roshangar // *International Journal of Polymeric Materials and Polymeric Biomaterials*. – 2022. – Vol. 71, is. 5. – P. 315-335.
3. Sabahi N. A Review on Additive Manufacturing of Shape-Memory Materials for Biomedical Applications / N. Sabahi, W. Chen, Ch.-H. Wang, J.J. Kruzic, X. Li // *JOM*. – 2020. – Vol. 72. – P. 1229-1253.
4. Jani J.M. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities / J.M. Jani, M. Leary, A. Subic, M.A. Gibson // *Materials and Design*. – 2014. – Vol. 56. – P. 1078-1113.
5. Yan Ch. Enhanced surface hardness and tribocorrosion performance of 60NiTi by boron ion implantation and post-annealing / Ch. Yan, Q. Zeng, W. He, J. Zhu // *Tribology International*. – 2021. – Vol. 155. – P. 106816.
6. Anikeev S.G. Preparation and Electron-Beam Surface Modification of Novel TiNi Material for Medical Applications / S.G. Anikeev, A.V. Shabalina, S.A. Kulinich, N.V. Artyukhova, D.R. Korsakova, E.V. Yakovlev, V.A. Vlasov, O.V. Kokorev, V.N. Hodorenko // *Applied Sciences*. – 2021. – Vol. 11, is. 10. – P. 4372.
7. Дьяченко Ф.А. Поверхностный Ti-Ni-Ta-сплав, синтезированный на TiNi-подложке электронно-пучковым способом: структура и физико-механические свойства / Ф.А. Дьяченко, В.О. Семин, М.Г. Остапенко, Л.Л. Мейснер // *Физика твердого тела*. – 2023. – Т. 65, № 4. – С. 609-617.
8. Дьяченко Ф.А. Влияние электронно-пучкового поверхностного Ti-Ta легирования на механические свойства и деформационное поведение сплава TiNi при циклических испытаниях кручением / Ф.А. Дьяченко, В.В. Лобань, В.О. Семин, Д.В. Чепелев, М.Г. Остапенко, Л.Л. Мейснер // *Физика твердого тела*. – 2024. – Т. 66, № 7. – С. 1239-1248.
9. Ostapenko M.G. Comparative Studies of the Structure and Residual Stresses Formed During Tantalum Alloying of TiNi Surface Layers by Ion- or Electron-Beam Method / M.G. Ostapenko, V.O. Semin, L.L. Meisner, F.A. D'yachenko, S.N. Meisner, E.M. Oks, K.P. Savkin, A.B. Markov, E.V. Yakovlev, S.I. Yuzhakova, D.V. Chepelev, V.V. Loban' // *Russian Physics Journal*. – 2023. – Vol. 66. – P. 503-511.
10. Zhou Sh. Recent progress in microstructures and properties of NiTiTa complex materials for biomedical applications / Sh. Zhou, T. Chen, B. Mi, X. Ma, J. Wang, M. Jin, P. Liu, P.K. Liaw, W. Li // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2025. – Vol. 35. – P. 7292-7319.
11. Ozur G.E. Generation of Low-Energy High-Current Electron Beams in Plasma-Anode Electron Guns / G.E. Ozur, D.I. Proskurovsky // *Plasma Physics Reports*. – 2018. – Vol. 44. – P. 18-39.
12. Markov A.B. A ПИТМ-СП facility for the surface alloying / A.B. Markov, A.V. Mikov, G.E. Ozur, A.G. Padei // *Instruments and Experimental Techniques*. – 2011. – Vol. 54. – P. 862-866.
13. Дьяченко Ф.А. Влияние поверхностного Ti-Ni-Ta сплава субмикронной толщины на механические свойства сплава TiNi до и после термоциклирования системы [поверхностный Ti-Ni-Ta сплав/TiNi-подложка] / Ф.А. Дьяченко, Д. Чепелев, В.В. Лобань, Л.Л. Мейснер // *Физика твёрдого тела*. – 2025. – Т. 67, № 3. – С. 587-597.
14. Nespoli A. The high potential of shape memory alloys in developing miniature mechanical devices: A review on shape memory alloy mini-actuators / A. Nespoli, S. Besseghini, S. Pittaccio, E. Villa, S. Viscuso // *Sensors and Actuators A: Physical*. – 2010. – Vol. 158, is. 1. – P. 149-160.
15. Tobushi H. Thermomechanical Properties of TiNi Shape Memory Alloy / H. Tobushi, A. Ikai, S. Yamada, K. Tanaka, C. LExcellent // *Journal de Physique IV*. – 1996. – Vol. 06, is. C1. – P. C1-385-C1-393.
16. Чуракова А.А. Влияние термоциклирования в диапазоне фазовых превращений В2-В19' на микроструктуру и механические свойства УМЗ сплава Ti49.8Ni50.2 / А.А. Чуракова, Д.В. Гундеров, А.В. Лукьянов, Ю.А. Лебедев // *Письма о материалах*. – 2013. – Т. 3, № 2. – С. 166-168.
17. Tobushi H. Characteristics and Development of Shape-Memory Alloy Heat Engine / H. Tobushi, K. Date, K. Miyamoto // *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*. – 2010. – Vol. 4, is. 7. – P. 1094-1102.
18. ASTM A938-97 Standard Test Method for Torsion Testing of Wire. – 2003. – 2 p.
19. Fang C. Shape Memory Alloys for Seismic Resilience / C. Fang, W. Wang. – Springer Singapore, 2019. – 284 p.
20. Otsuka K. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys / K. Otsuka, X. Ren // *Progress in Materials Science*. – 2005. – Vol. 50, is. 5. – P. 511-678.

Влияние технологических параметров двухпроволочного аддитивного формообразования на формирование структуры нитинола¹

Нехорошев А.В.¹, Гончаров А.Л.¹, Шишкин Д.В.¹, Безберда А.А.¹,
Чулков И.С.¹, Марченков А.Ю.¹, Jia H.-L.^{2,3}

¹ Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва, Россия

² Key Laboratory of Automobile Materials of Ministry of Education & School of Materials Science and Engineering, Nanling Campus, Jilin University, No. 5988 Renmin Street, Changchun 130025, PR China

³ International Center of Future Science, Jilin University, Changchun 130012, PR China

Аннотация.

В работе представлено исследование стабильности формирования структуры нитинола при подаче двух отдельных проволок никеля и титана, синтезированных методом двухпроволочного электронно-лучевого аддитивного формообразования. Актуальность работы вызвана быстрым развитием данного вида производственных технологий и возможностью получения материала требуемого химического состава и заданных функциональных свойств непосредственно в месте наплавки за счет применения нескольких проволок. Рассмотрены различные технологические параметры процесса формообразования, такие как схемы подачи присадочных проволок при электронно-лучевой наплавке, направления формообразования и позиционирование подающих мундштуков. Так же произведена оценка влияния описанных параметров на стабильность формообразования. Установлено, что основным параметром, влияющим как на стабильность формирования геометрии наплавляемого изделия, так и на однородность конечной структуры синтезируемого нитинола является угол между подающими мундштуками β . Определено, что снижение угла β предотвращает переход переноса металла с постоянного струйного на капельный в рамках формирования никель-титанового сплава.

Ключевые слова: Аддитивные технологии, аддитивное формообразование, электронный луч, электронно-лучевая сварка, вакуумная наплавка, многопроволочная наплавка.

Abstract.

The paper presents a study of the stability of the formation of the nitinol structure when feeding two separate wires of nickel and titanium synthesized by the method of two-wire electron beam additive shaping. The relevance of the work is caused by the rapid development of this type of production technology and the possibility of obtaining a material of the required chemical composition and specified functional properties directly at the welding site through the use of several wires. Various technological parameters of the shaping process are considered, such as feeding schemes for filler wires during electron beam surfacing, shaping directions and positioning of feeding mouthpieces. The influence of the described parameters on the stability of shaping is also evaluated. It has been established that the main parameter affecting both the

¹ Работа выполнена в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания № FSWF-2023-0016 (Соглашение №075-03-2023-383 от 18.01.2023 г.).

stability of the geometry of the deposited product and the uniformity of the final structure of the synthesized nitinol is the angle between the feeding mouthpieces β . It was found that a decrease in the β angle prevents the transition of metal transfer from permanent jet to drip as part of the formation of a nickel-titanium alloy.

Keywords: Additive technologies, additive shaping, electron beam, electron beam welding, vacuum surfacing, multi-wire surfacing.

Введение

В последнее время происходит интенсивное изучение новых материалов и сплавов со сложными химическими составами, которые находят широкое применение для производства комплектующих современных деталей энергетического оборудования, в космическом и авиационном машиностроении [1-2]. Примером такого материала может служить синтез никеля с титаном, сплавление которых позволит получить такое особое свойство, как эффект памяти формы.

Зачастую в связи с химической активностью большинства подобных материалов, их сплавление является трудоемким и дорогостоящим процессом, поэтому в современной промышленности стоит остро вопрос об альтернативных способах синтеза [3-4]. Среди таких способов является процесс аддитивного многопроволочного формообразования с применением электронного луча, позволяющий получать более детальные заготовки, что уменьшит расход материала при механической обработке, а также позволит полностью защитить сплавляемые металлы от окружающей среды, поскольку процесс происходит в вакууме [5].

Однако при синтезе изделия с помощью электронно-лучевого двухпроволочного формообразования необходимо четко контролировать различные технологические параметры для осуществления стабильного формирования детали [6-7].

Целью данной работы является исследование влияния технологических параметров электронно-лучевого двухпроволочного формообразования на однородность формирования конечного изделия.

Методика исследования, оборудование и материалы

Экспериментальное исследование проводилось на разработанном стенде на базе электронно-лучевого комплекса ЭЛА-15 с вакуумной камерой объемом 1 м^3 и неподвижной электронно-лучевой пушкой мощностью 15кВт. В качестве наплавляемых материалов применялась никелевая проволока НП2 ДКРНТ диаметром 1 мм и титановая проволока ВТ1-00св диаметром 1 мм .

Для получения исследуемых образцов был произведен ряд экспериментов с варьированием схем подачи сырьевых материалов. Были рассмотрены такие схемы подачи как разносторонний (рис.1а), односторонний (рис.1б) и параллельный (рис.1в). Для количественной оценки данного фактора введен параметр β - угол схождения осей подачи никелевой и титановой проволок. При использовании отдельных

мундштуков угол β составлял 20 или более градусов. При применении параллельной схемы подачи проволок, применялся единый мундштук с углом $\beta = 0^\circ$.

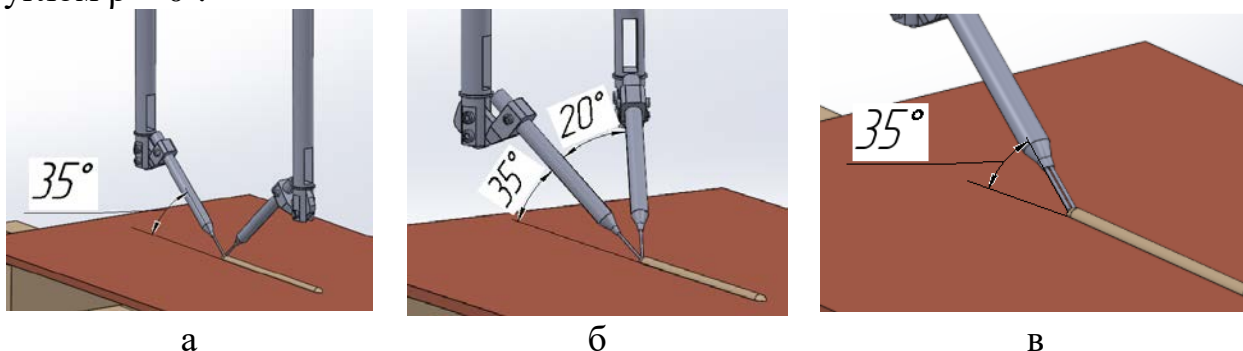


Рисунок 1 – Рассматриваемые схемы подачи присадочных проволок

Варьирование применялось для того, чтобы отследить тенденцию изменения характера переноса жидких металлов в ванну расплава и установить причины перехода от стабильного струйного переноса металла на нестабильный капельный.

Для анализа характера переноса жидкого металла в ванну расплава процесс формообразования регистрировался с использованием высокоскоростной видеокамеры "ВидеоСпринт" с частотой съёмки 2000 кадров в секунду.

Для проведения металлографического исследования, полученные образцы нарезали на отрезном станке и запрессовали в металлографическом прессе Buehler SimpliMet 1000. После запрессовки полученные заготовки подвергали шлифовке на наждачной бумаге разной степени зернистости от P80 до P1000 и полировке. Для получения микрошлифа, полированные образцы подвергали травлению реактивом Beraha. Для получения высокоточного изображения и анализа получившейся структуры использовали оптический микроскоп Zeiss Observer Z1m. Съёмку изображения проводили при увеличении X50 с применением панорамного соединения нескольких кадров.

Результаты исследования и их обсуждение

Первоначально производилась серия экспериментальных формообразований никель-титанового сплава по разносторонней схеме подачи присадочных материалов, где угол между подающими проволоками β составлял 180° . Во всей серии наплавов наблюдался постоянный капельный перенос никелевой проволоки в ванну расплава. Данное явление приводило к волнообразному построению первичных валиков расплава (рис.2а), а также к неравномерности распределения конечной структуры нитинола (рис.2б).

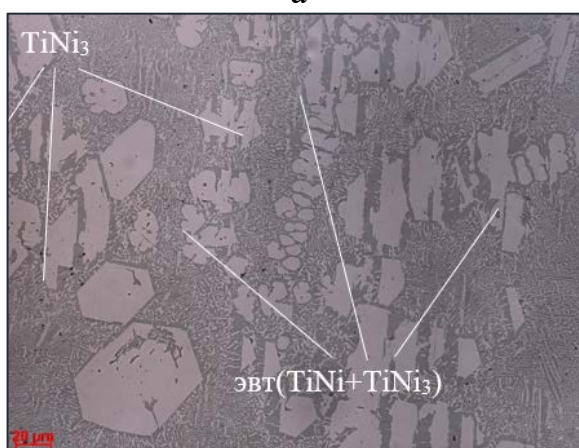
Применение различных технологических приемов для предотвращения капельного переноса никеля результатов не дали. При уменьшении расстояния между мундштуками и подложки до момента стабилизации характера переноса никелевой проволоки, оплавление титановой проволоки

происходило уже в ванне расплава, что зачастую вызывало нарушение процесса формообразования.

В контексте двухпроволочного электронно-лучевого синтеза нитинола данное явление возникает вследствие различия физико-химических свойств исходных материалов и дисбаланса действующих сил. Основной причиной возникновения данного рода отклонения является разница в значениях поверхностного натяжения жидких никеля и титана при температуре плавления.



а



б

Рисунок 2 – Дефекты в результате капельного переноса жидкого металла в ванну расплава

При переходе к односторонней схеме подачи присадочной проволоки удалось повысить стабильность формообразования. Снижение угла до $\beta \approx 20^\circ$ визуально стабилизирует процесс, однако анализ высокоскоростной записи (рис.3а) показал сохранение периодических переходов никелевой проволоки на капельный перенос.

Характерной особенностью данного режима являлось постоянное формирование двух отдельных струй переноса от каждой проволоки, что создавало условия для локального нарушения стехиометрии расплава, образованию локальных неоднородностей (рис.3б) и неудовлетворительным перемешиванием наплавляемых металлов даже при видимой стабильности процесса.

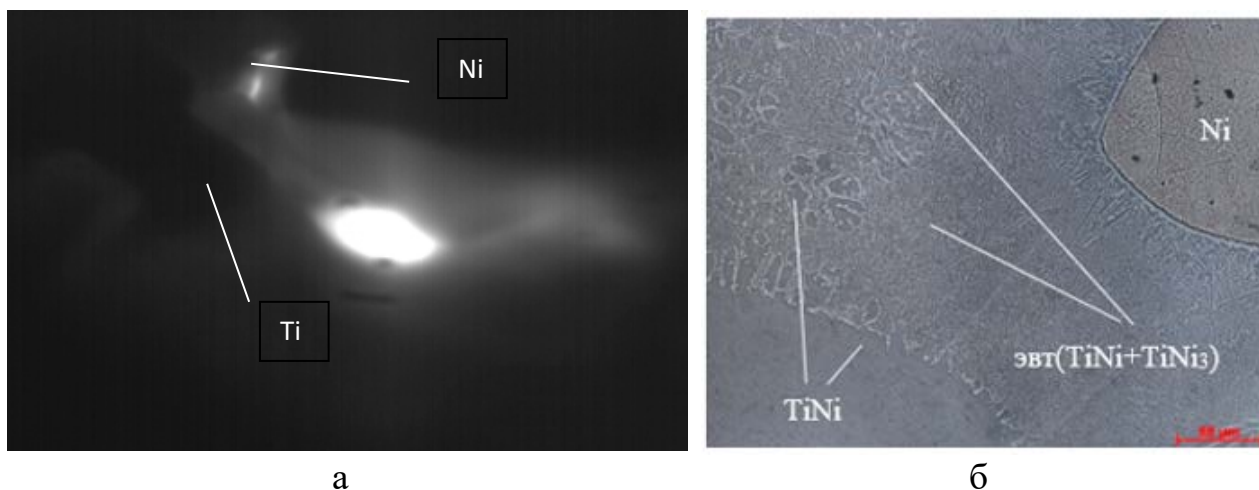


Рисунок 3 –Формирования двух струй переноса металлов при односторонней подаче (а), локальные неоднородности, вызванные недостаточным перемешиванием

Для решения проблемы пространственного разделения зон плавления было предложено применение мундштука специальной конструкции, обеспечивающий параллельную подачу проволок. Конструктивные особенности мундштука позволили минимизировать расстояние между точками ввода проволок в зону плавления и снизить угол между подаваемыми проволоками β до 0° .

Анализ высокоскоростной съемки показал, что применение данного технического решения позволило сформировать единый стабильный мост переноса для обоих материалов (рис.4а). Синхронизация плавления и переноса компонентов в объединенной тепловой зоне также поспособствовало устранению колебаний химического состава и обеспечило однородность конечной структуры по всему объему наплавленного материала (рис.4б).

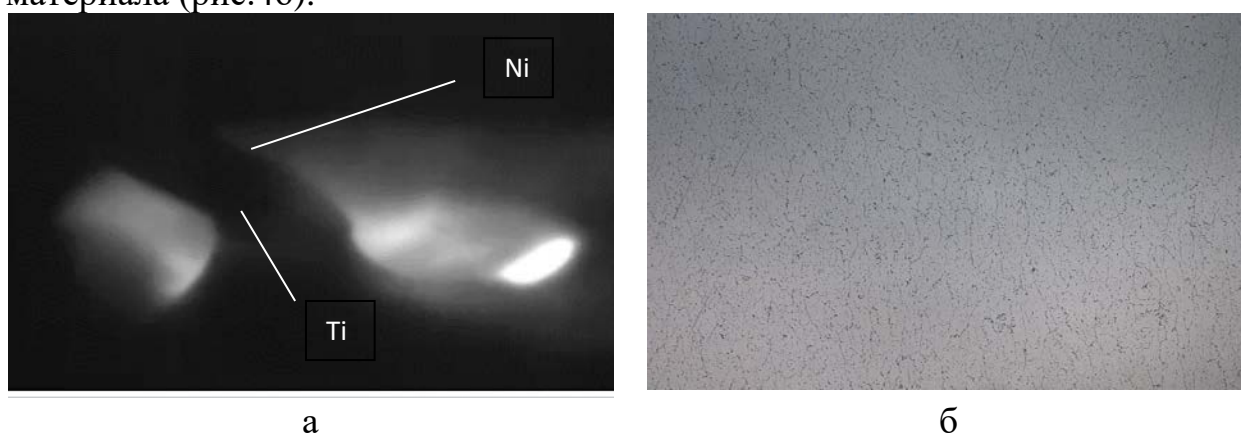


Рисунок 4 –Формирования валика со стабильным струйным переносом металлов при параллельной подаче (а), однородность конечной структуры нитинола (б)

Таким образом, реализация параллельной схемы подачи присадочных проволок и снижение угла β до 0° подтвердила определяющую роль в

стабильности формообразовании геометрии формируемого изделия в процессе двухпроволочного синтеза и обеспечило высокую однородность конечной структуры нитинола.

Заключение

Установлена закономерность влияния способа подачи проволок на стабильность формирования изделия при электронно-лучевом аддитивном формообразовании и структуру конечного продукта. Экспериментально доказано, что параллельная подача проволоки через единый мундштук обеспечивает стабильный мостовой перенос жидкого металла в ванну расплава и интенсивное перемешивание, минимизируя макро- и микрогетерогенность конечно структуры.

Список использованных источников

1. Kovalchuk, Dmytro & Melnyk, Vitalii & Melnyk, Ihor & Savvakina, Dmitrii & Dekhtyar, Oleksandr & Oleksandr, Stasiuk & Markovsky, Pavlo. (2021). Microstructure and Properties of Ti-6Al-4V Articles 3D-Printed with Co-axial Electron Beam and Wire Technology. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 30. 1-16. 10.1007/s11665-021-05770-9.
2. Microstructure and Properties of 3D Ti-6Al-4V Articles Produced with Advanced Co-axial Electron Beam & Wire Additive Manufacturing Technology Dmytro Kovalchuk, Orest Ivasishin, Dmytro Savvakina MATEC Web Conf. 321 03014 (2020) DOI: 10.1051/mateconf/202032103014.
3. В. П. Перевертов, И. К. Андрончев, М. В. Иванкова / Технологические возможности концентрированных потоков энергии для формообразования деталей машиностроения // Надежность и качество сложных систем. – 2020. – № 1(29). – С. 76-83. – DOI 10.21685/2307-4205-2020-1-9. – EDN WZFDLA.
4. Guoqing Chen, Yaorui Ma, Xinyan Teng, Junpeng Liu, Binggang Zhang, Jian Cao, Yongxian Huang, Microstructure evolution and shape memory function mechanism of NiTi alloy by electron beam 4D printing, *Applied Materials Today*, Volume 31, 2023, 101749, ISSN 2352-9407, <https://doi.org/10.1016/j.apmt.2023.101749>.
5. Pu, Ze & Chang, B.. (2022). Control of droplet transfer during in-situ synthesis of NiTi alloys by dual-wire electron beam additive manufacturing. *Journal of Physics: Conference Series*. 2369. 012011. 10.1088/1742-6596/2369/1/012011.
6. А. В. Гуденко, А. П. Слива, Д. В. Шишкин, Г. С. Рагозин / Повышение стабильности электронно-лучевого аддитивного формообразования тонкостенных изделий из титановых сплавов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2022. – Т. 24. – № 3. – С. 80-91. – DOI 10.15593/2224-9877/2022.3.10. – EDN ALDPSD.
7. А. В. Гуденко, А. П. Слива, Д. В. Шишкин / Influence of the beam oscillation parameters on the porosity of electron beam freeform fabricated titanium alloy SPT-2 // *Journal of Physics: Conference Series* : 10, St. Petersburg, 20–22 сентября 2021 года. – St. Petersburg, 2021. – P. 012005. – DOI 10.1088/1742-6596/2077/1/012005.

УДК 620.184.3

Влияние тепловложения на структуру алюминиево-марганцевой бронзы при печати методами аддитивного производства

Семенчук В.М.¹, Чумаевский А.В.¹, Москвичев Е.Н.¹, Колубаев Е.А.¹
Vyacheslav Semenchuk¹, Andrey Chumaevskii¹, Evgeny Moskvichev¹, Evgeny Kolubaev¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Академический проспект, 2/4, Томск, 634055, Россия

¹Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russia

Аннотация. В работе проведены исследования влияния тепловложения при печати методами проволоочной электродуговой (ЭДАП) и электронно-лучевой (ЭЛАП) аддитивной технологии на структуру образцов из алюминиево-марганцевой бронзы БрАМц9-2. Показано, что при ЭДАП повышение тепловложения увеличивает высоту/толщину стенок (до $\approx 110/11$ мм при 247 Дж/мм), тогда как при ЭЛАП наблюдается обратная тенденция: при более высоком тепловложении высота снижается при близкой толщине. Рентгенофазовый анализ выявил для всех режимов типичный фазовый состав: α -Cu и остаточная мартенситная β' -фаза (Cu_3Al). Полученные результаты показывают, что управляя тепловложением, можно направленно задавать геометрию, микроструктуру и кристаллографическую текстуру изделий из алюминиево-марганцевой бронзы, полученных аддитивными методами.

Ключевые слова: алюминиево-марганцевая бронза, аддитивное производство, тепловложение, микроструктура.

Abstract. The work investigates the effect of heat input during printing using wire arc (WAAM) and electron beam (EBAM) additive technology on the structure of samples made of aluminum-manganese bronze BrAMc9-2. It is shown that with WAAM, an increase in heat input increases the height/thickness of the walls (up to $\approx 110/11$ mm at 247 J/mm), whereas with EBAM, the opposite trend is observed: with higher heat input, the height decreases with a close thickness. X-ray phase analysis revealed a typical phase composition for all modes: α -Cu and a residual martensitic β' -phase (Cu_3Al). The results show that by controlling the heat input, it is possible to directionally set the geometry, microstructure and crystallographic texture of aluminum-manganese bronze products obtained by additive methods.

Keywords: aluminum-manganese bronze, wire-arc additive manufacturing, heat input, microstructure.

Введение

Медные сплавы, а именно алюмелевые, кремниевые, оловянные бронзы обладают уникальными физико-механическими свойствами, такими как высокая прочность, коррозионная стойкость и отличные антифрикционные характеристики [1]. Эти свойства делают данные материалы востребованным

в сферах промышленного производства деталей машин и механизмов, в частности при судовом производстве. В настоящее время исследования сконцентрированы на получении бездефектных изделий из никель-алюминиевой бронзы [2-12]. Данный материал используется для изготовления деталей, требующих высокой прочности и устойчивости к коррозии, таких как клапаны, насосы и подшипники.

Еще один из материалов, активно используемый в судостроении, но мало изучен в аддитивном производстве, это алюминивно-марганцевая бронза, изделия из которой подвергаются небольшим нагрузкам, например, пружины, втулки и шестерни. Данная бронза также имеет отличную стойкость к коррозии, износостойкость, но прочность несколько уступает, относительно никель-алюминиевой бронзы. Стоит отметить ее дешевизну, поскольку не содержит никеля, который является дорогостоящим материалом [13].

В виду мало изученности, в данном исследовании рассмотрены основные аспекты применения проволочного электродугового аддитивного производства для создания изделий из алюминивно-марганцевой бронзы, включая выбор материалов, параметры процесса, а также особенности микроструктуры и механических свойств получаемых изделий.

Материалы и методы исследования

Для проведения экспериментов по сравнению методов аддитивного производства была выбрана проволока диаметром 1,2 мм из медного сплава БрАМц9-2 следующего химического состава, вес. %: $\text{Cu} + 9.30\text{Al} + 1.93\text{Mn} + 0.40\text{Zn} + 0.30\text{Fe}$. Технология проволочного электродугового аддитивного производства (ЭДАП) реализовывалась на роботизированной установке Robot ARC Mate 100iD производства компании «FANUC» (Япония). В качестве источника питания для сварки применялся аппарат Titan XQ R 400 Pulse компании «EWM» (Германия), оснащенный системой подачи проволоки. Для проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) применялась лабораторная установка, разработанная в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН [14].

Процедура эксперимента включала в себя подбор параметров печати, таких как сварочный ток, сварочное напряжение, расход газа для метода ЭДАП и ток электронного пучка, ускоряющее напряжение для метода ЭЛАП (таблица 1). Параметры, такие как скорость перемещения источника нагрева (скорость сканирования для ЭЛАП) и скорость подачи проволоки для обоих методов едины. В результате было напечатано двумя методами 4 образца в виде элементарных стенок при разном тепловложении, которое регулировалось путем изменения скорости перемещения источника нагрева (скорость сканирования для ЭЛАП) (рисунок 1). Тепловложение при 3D-печати образцов составляло 247 Дж/мм (ЭДАП 1 и ЭЛАП 1) и минимально возможное при методе ЕВАМ для данного материала 141 Дж/мм (ЭЛАП 2) и ЭДАП 99 Дж/мм (ЭДАП 2) соответственно (таблица 2). Контроль процесса осуществлялся путем визуально-измерительного контроля, что позволило

оперативно оценивать качество напечатанных образцов. Величина тепловложения рассчитывалась по формуле (1):

$$Q = (60 \cdot U \cdot I) / (1000 \cdot V), \quad (1)$$

где U и I – напряжение (В) и ток (А) электронного луча или сварочной дуги, V – скорость печати (мм/мин).

Таблица 1.

Параметры 3D-печати методами ЭДАП и ЭЛАП.

Параметры	ЭДАП 1	ЭДАП 2	ЭЛАП 1	ЭЛАП 2
Скорость подачи проволоки, м/мин	4,0	4,0		
Среднее напряжение дуги, В	15,0	15,0	-	-
Ускоряющее напряжение, кВ	-	-	30,0	30,0
Средний ток дуги, А	110,0	110,0	-	-
Ток электронного луча, мА	-	-	75,1-46,1	43,0-26,4
Скорость печати, м/мин	0,4	1,0	0,35	0,35
Подача газа, л/мин	12,5	12,5	-	-
Количество слоев	100	100	100	100
Тепловложение, Дж/мм	247,0	99,0	247,0	141,0
Высота образца, мм	110,0	78,0	39,0	87,0
Толщина образца, мм	11,0	7,0	10,0	6,5

Результаты и обсуждение

При визуальном измерительном контроле напечатанных образцов, было выявлено серьезное отличие в габаритных размерах элементарных стенок. Так при печати методом проволочного электродугового аддитивного производства (ЭДАП) с тепловложением 247 Дж/мм высота стенки достигает 110 мм при количестве слоев равном 100, при этом толщина 11 мм. Тогда как при тепловложении 99 Дж/мм высота и толщина уменьшается до 78 мм и 7 мм, соответственно. При печати методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) ситуация противоположная: высота 39 мм, толщина 10 мм при тепловложении 247 Дж/мм и количестве слоев равном 100; высота 87 мм, толщина 7 мм при тепловложении 141 Дж/мм. Такое отличие в габаритных размерах связано с условиями печати, где у метода ЭЛАП теплоотвод происходит только через подложку и стол-манипулятор, что гораздо ниже, чем у метода ЭДАП, когда тепло распространяется не только в подложку и сварочный стол, но также происходит конвекционный отвод тепла.

Структура напечатанных образцов представляет собой стандартную для медных сплавов этого класса структуру эвтектоидного распада. Микроструктура алюминиево-марганцевой бронзы для всех напечатанных образцов, согласно проведенному рентгенофазовому анализу представлена фазой α -Cu и остаточной мартенситной β' -фазой (Cu₃Al). В процессе распада α -фаза формирует дендриты, размер которых находится в зависимости от множества факторов, таких как: тепловложение, скорость охлаждения, элементный состав подаваемого материала. β' -фаза располагается отдельными блоками в промежуточном пространстве, каждый блок состоит из множества

наноразмерных иголок. Фазовый состав представлен в таблице 2. Отмечается значительная разница между образцами, так для образцов ЭЛАП 1 характерно наличие большего количества бета фазы, более мелкое разбиение α -фазы на отдельные элементы, а также формирование крупных зерен дендритного типа по границам треков печати. В образцах ЭЛАП 2 наоборот, α -фаза формирует довольно крупные блоки дендритного типа, которые не демонстрируют четко выраженной направленности формы. Образцы ЭДАП 1 так же формируют крупные блоки дендритного типа, β' -фаза располагается отдельными блоками в междендритном пространстве. В образцах серии ЭДАП 2 тенденция остается аналогичной, однако вследствие изменений условий печати, дендритные блоки α -фазы не успевают увеличиться в размерах и остаются относительно небольшими.

Текстурный анализ для всех образцов проводился относительно плоскости Y соответствующей направлению роста заготовки. На картинках ниже представлены обратные полюсные фигуры (ОПФ) для трех направлений в градиентной заливке, соответствующей плотности ориентировки.

Для образцов серии ЭЛАП 1 характерна малая доля кубической текстуры (1%), преобладают текстуры Госс (24.3%), меди (11.2%) и «текстуры прокатки» ($\{001\}\langle 110\rangle$ 29.6% $\{110\}\langle 110\rangle$ 15.9%). Образцы серии ЭЛАП 2 демонстрируют отсутствие преимущественной ориентировки, как видно из приведенных выше ОПФ, одновременно и плотность ориентировок ниже и наблюдается широкое размытие ориентировок. Типичные для ГЦК текстуры имеют следующие доли: кубическая 4.79%, медь 4.11%, S 5.82%, Госс 4.74%, латунь 14.3%, «текстуры прокатки» ($\{001\}\langle 110\rangle$ 4.78% $\{110\}\langle 110\rangle$ 7.53%). Кристаллографическая текстура образцов серии ЭДАП 1 так же является сильно размытой. Среди типичных ориентировок наибольшей плотностью обладает S 19.1%, кубическая 7.33%, медь 2.19%, Госс 6.15%, латунь 12.7%, «текстуры прокатки» $\{001\}\langle 110\rangle$ 5.30% $\{110\}\langle 110\rangle$ 5.72%. Образец серии ЭДАП 2, как видно из ОПФ, более текстурирован, однако преобладающей доли одной конкретной ориентировки так же не присутствует: кубическая 1.82%, медь 6.50%, S 4.73%, Госс 11.6%, латунь 5.66%, «текстуры прокатки» ($\{001\}\langle 110\rangle$ 14.5% $\{110\}\langle 110\rangle$ 12.3%).

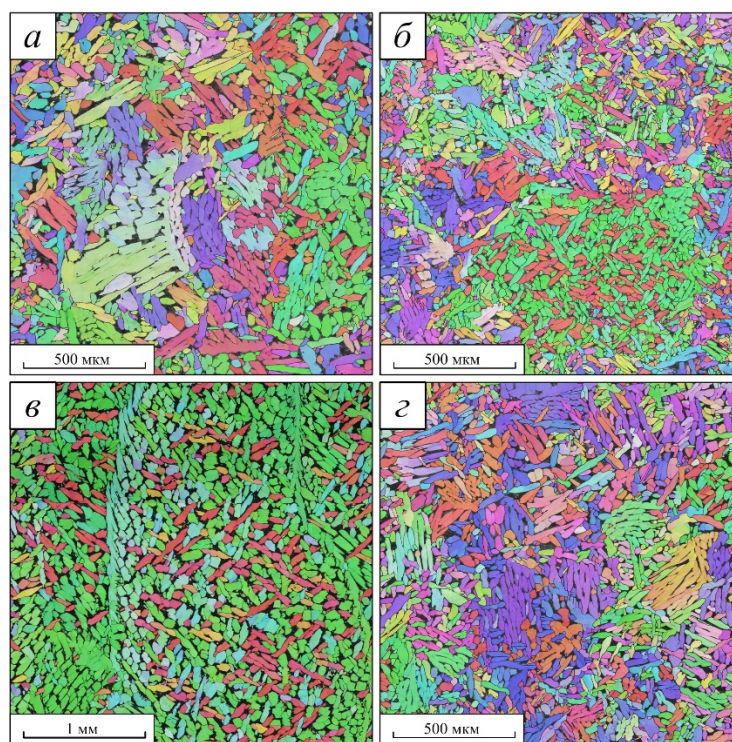


Рисунок 1 – EBSD карты распределения ориентации в цветах обратной полюсной фигуры (ОПФ) в направлении Y: а) образец ЭДАП 1; б) образец ЭДАП 2; в) образец ЭЛАП 1; г) образец ЭЛАП 2;

Таблица 2

Фазовый состав образцов полученных методами ЭДАП и ЭЛАП.

Образец/Фаза	ЭЛАП 1	ЭЛАП 2	ЭДАП 1	ЭДАП 2
α -Cu	78.3	87	85.5	88.8
β' -фаза	21.7	13	14.5	11.2

Выводы

На основе сравнения ЭДАП и ЭЛАП установлено, что тепловой режим принципиально по-разному влияет на формообразование: при ЭДАП рост тепловложения повышает высоту и толщину стенок, тогда как при ЭЛАП — снижает высоту при сопоставимой толщине, что обусловлено различиями в теплоотводе. Для всех образцов подтверждена типичная для алюминиево-марганцевых бронз структура эвтектоидного распада с фазами α -Cu и остаточной мартенситной β' -фазой (Cu_3Al), при этом размер и морфология дендритов α -фазы зависят от тепловложения и скорости охлаждения. В серии ЭЛАП 1 отмечено большее содержание β' и более тонкое дробление α -фазы, тогда как ЭЛАП 2 и ЭДАП 1 формируют крупные дендритные блоки; в ЭДАП 2 из-за изменённых условий печати размер блоков уменьшается. В совокупности результаты демонстрируют, что управляя тепловложением можно целенаправленно регулировать геометрию, микроструктуру и кристаллографическую текстуру напечатанных алюминиево-марганцевых бронз.

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004.

Список литературы

1. Davis J. R. Copper and Copper Alloys. ASM International Handbook. / J.R. Davis, R. Joseph. – United States of America, 2001. – P. 1-869.
2. Cai X. Experimental investigation on wear resistance and corrosion behavior of nickel-aluminum bronze alloy fabricated by wire-arc additive manufacturing / X. Cai, M. Yang, Y. Qiao, Z. Wang, J. Zhou, F. Xue // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – vol. 26. – P. 5801–5815.
3. Li J. Optimization design and interface characteristics research of high damping NiTi - Nickel-Aluminum Bronze functional gradient composite coating additively manufactured by high-speed laser-directed energy deposition / J. Li, Z. Liu // *Surface and Coatings Technology*. – 2024. – vol. 493, is. Part 2. – P. 131280.
4. Shakil S.I. Interplay between microstructure, micromechanical, and tensile properties in wire arc additive manufactured nickel-aluminum bronze: As-built and heat treated / S.I. Shakil, C. Dharmendra, B. Shalchi-Amirkhiz, M. Mohammadi, M. Haghshenas // *Materialia*. – 2023. – vol. 32. – P. 101919.
5. Aliyu A. Effect of heat input on bead geometry and mechanical properties in wire arc additive manufacturing of a nickel aluminum bronze alloy / A. Aliyu, D.P. Bishop, A. Nasiri // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2024. – vol. 30. – P. 8043–8053.
6. Li B. Interface formation and deformation behaviors of an additively manufactured nickel-aluminum-bronze/15-5 PH multimaterial via laser-powder directed energy deposition / B. Li, C. Han, C.W.J. Lim, K. Zhou // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – vol. 829. – P. 142101.
7. Yang X. Outstanding strength-ductility combination in NAB alloy via coarse Widmanstätten α phases and ultrafine ($\alpha+\kappa$) lamella structure / X. Yang, D. Liu, S. Kuang, K. Yin, C. Ye, Y. Dong, J. Ju, Z. Shen, S. Ma, L. Fu, A. Shan // *Materials Science and Engineering: A*. – 2025. – vol. 920. – P. 147565.
8. Arcos C. Suitability of nickel aluminium bronze alloy fabricated by laser powder bed fusion to be used in the marine environment / C. Arcos, J.A. Ramos-Grez, M. Sancy, I. La Fé-Perdomo, R. Setchi, C. Guerra // *Corrosion Science*. – 2024. – vol. 226. – P. 111656.
9. Li B. Microstructural heterogeneity induced by thermal accumulation in a nickel–aluminum–bronze alloy additively manufactured via directed energy deposition / B. Li, C. Han, Y. Xie, P.J. Da Silva Bartolo, K. Zhou // *CIRP Annals*. – 2023. – vol. 72, is. 1. – P. 133–136.
10. Orzolek S.M. Influence of processing on the microstructure of nickel aluminum bronze (NAB) / S.M. Orzolek, J.K. Semple, C.R. Fisher // *Additive Manufacturing*. – 2022. – vol. 56. – P. 102859.
11. Barr C. Effect of composition on the tensile and corrosion performance of nickel aluminium bronze produced via laser powder bed fusion / C. Barr, A. Pateras, A. Molotnikov, D. Clarke, M. Brandt // *Additive Manufacturing*. – 2022. – vol. 54. – P. 102771.
12. Murray T. Selective laser melting of nickel aluminium bronze / T. Murray, S. Thomas, Y. Wu, W. Neil, C. Hutchinson // *Additive Manufacturing*. – 2020. – vol. 33. – P. 101122.
13. Semenchuk V.M. Optimization of 3d-printing of bronze by wire-arc additive manufacturing / V.M. Semenchuk, A.V. Chumaevskii, K.V. Rubtsov, et al. // *Russian Physics Journal*. – 2024. – vol. 67. – P. 2034–2040.
14. Zykova A.P. Effect of Copper Content on Grain Structure Evolution in Additively Manufactured Ti-6Al-4V Alloy / A.P. Zykova, A.V. Nikolaeva, A.V. Vorontsov, et al. // *Physical Mesomechanics*. – 2023. – vol. 26. – P. 107–125.

Способ позиционирования проволоки при электронно-лучевом аддитивном выращивании

Веретенников И.С.

АО "НИТИ "Прогресс"

Электронно-лучевое аддитивное выращивание предстаёт перед нами как перспективный метод изготовления заготовок с повышенными физико-механическими свойствами, по сравнению с изготовлением тех же самых заготовок методом поковочного изготовления. Изделия с улучшенными характеристиками: прочности, износостойкости и термостойкости продлевают срок службы получаемых изделий, а также увеличивают сферы и условия их применения.

В связи с чем, было принято решение дооснастить действующую установку АО «НИТИ «Прогресс» универсальным модулем подачи присадочной проволоки для осуществления процесса электронно-лучевого аддитивного выращивания. В настоящее время любую установку, изготовленную АО «НИТИ «Прогресс» с антропоморфным манипулятором, можно дооснастить данным модулем аддитивного выращивания.

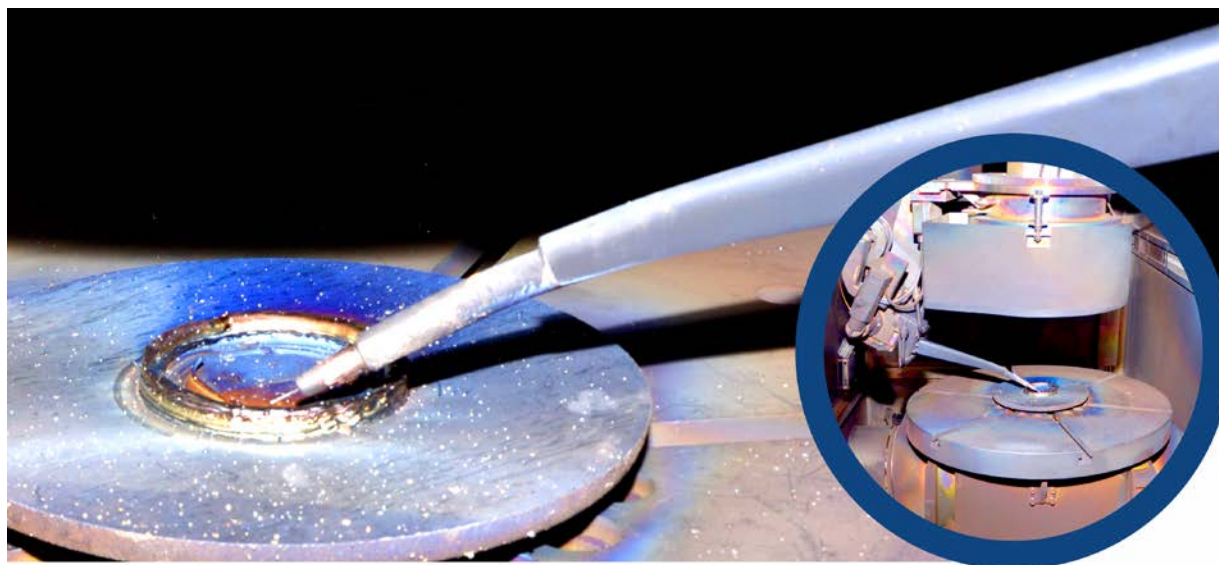


Рисунок 1. Узел аддитивного выращивания.

В рамках поставленных перед коллективом задач наш институт успешно ведёт разработки по совершенствованию технологии аддитивного выращивания металлических изделий. За последний год в большей своей части были решены две основные проблемы в позиционировании проволоки.

Первой проблемой являлось сопоставление в одной точке основных факторов наплавки: траектория (или же контур будущего изделия), ось

действия электронного луча, траектория подачи присадочного материала (в нашем случае является проволока) и ось действия механизма бесконечного вращения. Данная ситуация представлялась как отсутствие постоянного необходимого положения, в ходе которого процесс либо имел определённые сложности в работе, либо делало его полностью невозможным.

Вторая проблема заключается в получении стабильного процесса по переносу расплавления металла. В данном случае заключается момент идеального подбора скорости подачи присадочного материала и величины силы тока электронного луча. В идеальном случае мы должны получить либо очень частый перенос малых капель расплавленного металла, либо же получить непрерывную единую струю расплавленного металла.

Решение проблемы сопоставления по траектории выращивания изделия.

Данная проблема возникла у нас лишь на этапе внедрения, то есть при старте практических испытаний данного способа аддитивного производства. Основными элементами для решения данного вопроса являются такие устройства, как каретки перемещения, многозвенный антропоморфный манипулятор и устройство бесконечного вращения, они же представлены на рисунке 2. Помимо этого, установка оснащена наклонно-поворотным (глобусным) столом с установленной планшайбой.



Рисунок 2. Установка, оснащённая модулем для аддитивного выращивания.

Для разбора условий перемещение в рамках каждого механизма стоит кратко описать сам процесс аддитивного производства в рамках данной вариации установки:

1) На первом этапе мы создаём 3D версию нашей будущей заготовки и разбиваем её на траекторию движения. В данном случае мы используем экспериментальную САМ-систему от компании SprutCAM. При построении электронной версии заготовки, стоит учитывать такие факторы как: степень последующей металлообработки, усадка материала, угловые и межслоевые переходы, а также впадины, образованные в процессе перекрытия валиков в одном слое.

2) На следующем этапе происходит корректировка положения мундштука подачи проволоки. По заранее полученной проекции луча на подложке настраивается фактическая траектория выхода присадочной проволоки из мундштука. В случае неудовлетворительных результатов её траектории, происходит корректировка положения мундштука с помощью регулировочных винтов. После этого происходит корректировка положение с учётом оси вращения вспомогательного узла бесконечного вращения (данное устройство является патентом АО «НИТИ «Прогресс» №RU2818555C1) при необходимости, происходит дополнительная корректировка.

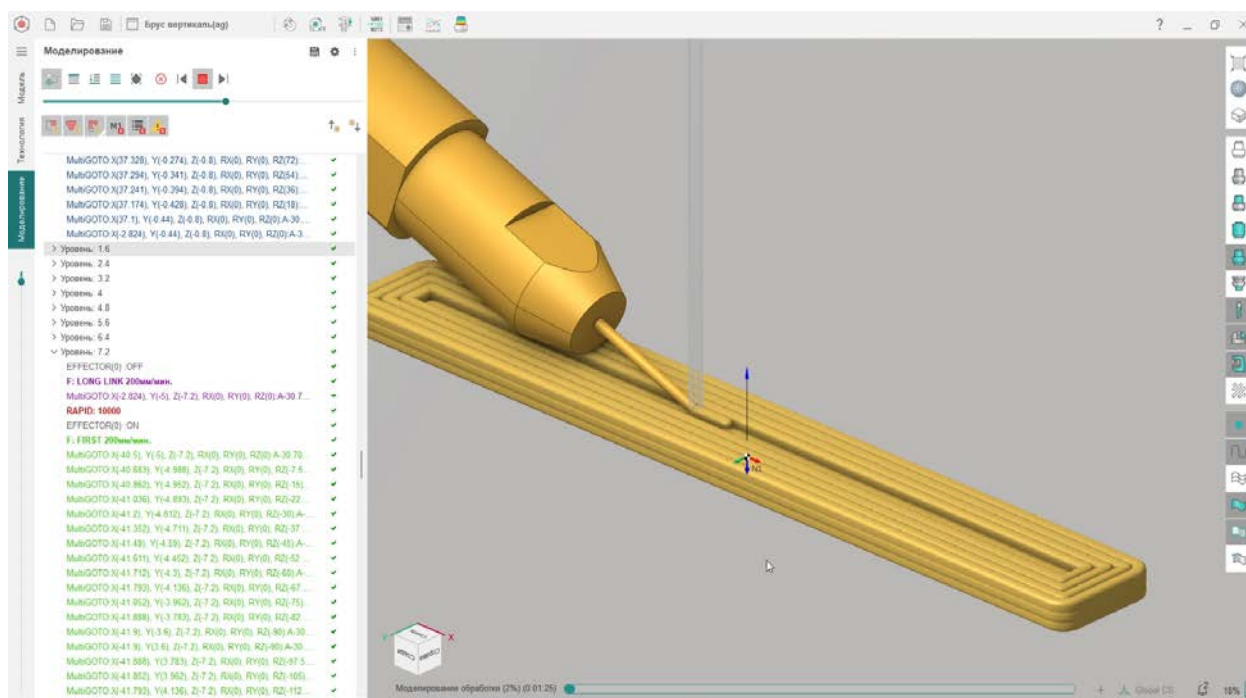


Рисунок 3. Подбор параметров траектории наплавки.

3) После чего происходит ввод необходимых параметров по управлению установкой: скорость подачи проволоки, фокусное расстояние и сила тока. После ввода параметров, до начала откочки траектория движение прогоняется на 5-10% от всего объёма работы. По окончанию данных этапов, подготовительные работы считаются завершёнными.

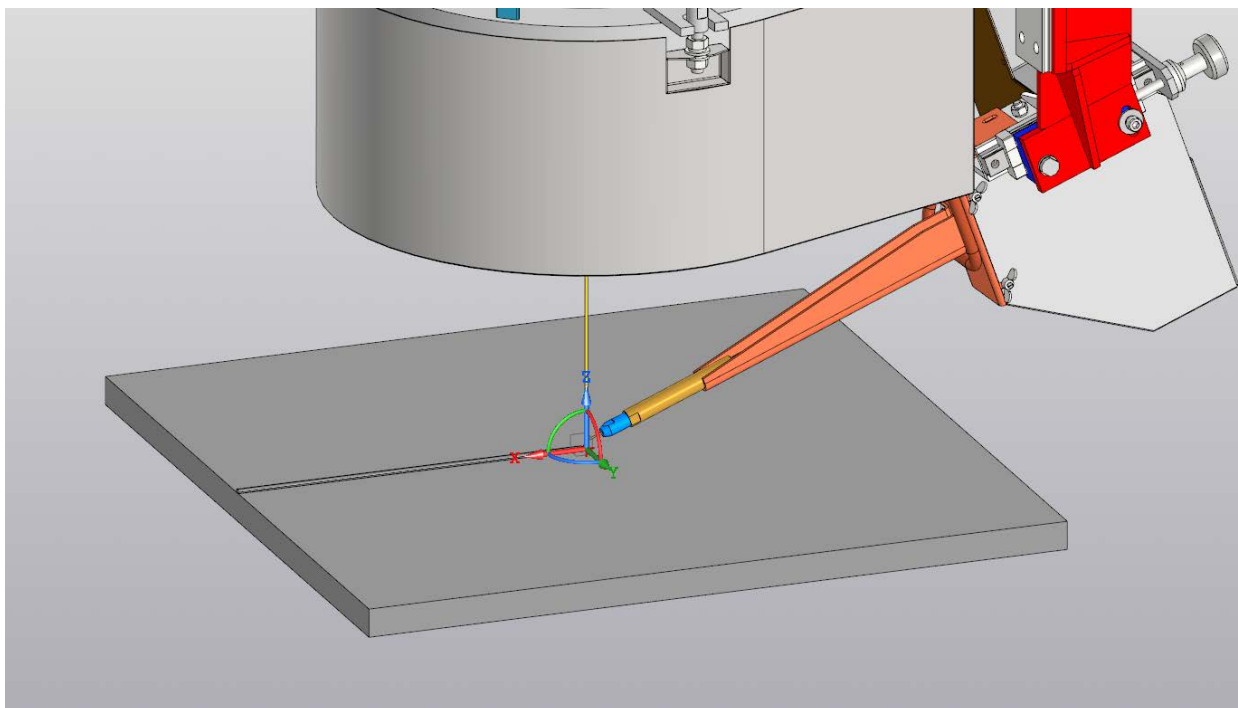


Рисунок 4. Позиционирование мундштука

4) При начале процесса аддитивного выращивания каждое установленное устройство выполняет определённые действия, происходит следующее:

- a. Верхние каретки отвечают за перемещение по осям X и Y.
- b. Многозвённый антропоморфный манипулятор отвечает за перемещение по оси Z.
- c. Устройство бесконечного вращения отвечает за угол подачи присадочного материала в плоскости XY, согласно траектории перемещения (или же согласно контуру будущей заготовки) – пример на рисунке 5.

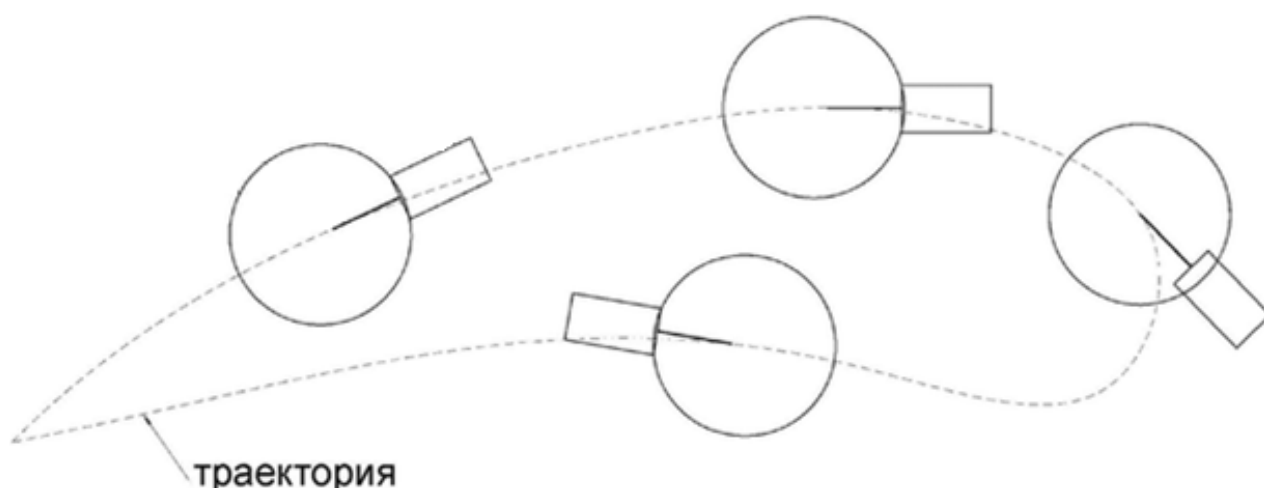


Рисунок 5. Траектория подачи присадочного материала вдоль траектории движения

Необходимо учесть, что программа обрабатывает угол подачи проволоки так, чтобы присадочный материал подавался в любой точке траектории по касательной по ходу движения. Данная особенность была

определена в ходе практического применения при наплавке сложных геометрических форм.

- d. Помимо этого, в условиях аддитивного выращивания установка оснащена наклонно-поворотным столом. Его функционал состоит не только в установке и креплении подложки для наплавки. В случае использования функции вращения в рамках производства цилиндрических изделий, данная технология, что была описана ранее, значительно упрощается.

В итоговом варианте, при выходе под конкретные задачи аддитивного производства, команда АО «НИТИ «Прогресс» готова предложить и изготовить специализированную семи-осевую ЧПУ систему для наклона изделия, что позволит выполнять более сложный и вариативный процесс аддитивного выращивания.

Решение проблемы получения стабильного переноса металла.

Повторим, задача включает в себя получение стабильного переноса металла. В рамках нашей технологии акцент делается на получение стабильной и непрерывной струи расплавленного металла. Такой способ переноса позволяет нам отслеживать непрерывность процесса по току. Его особенность заключается в измерении электрического тока, протекающего по системе присадочный материал – подложка (рисунок 6).

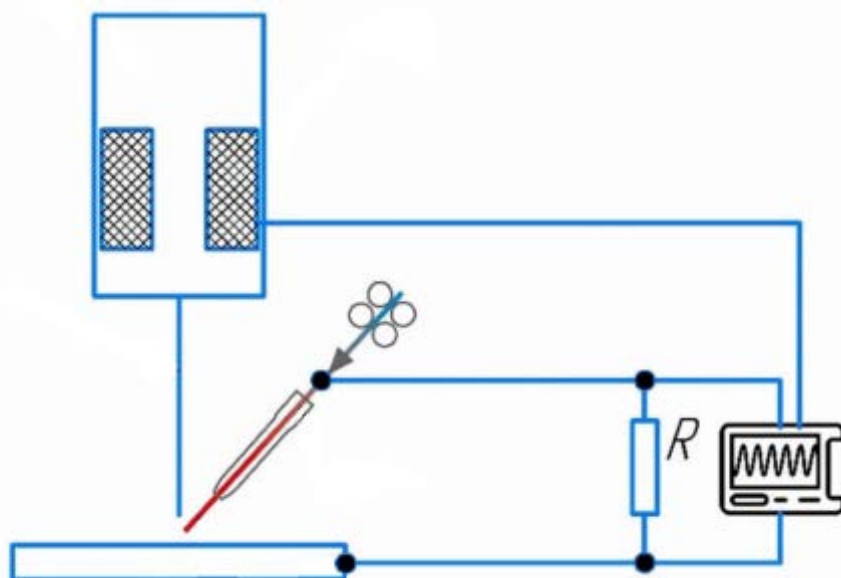


Рисунок 6. Схема подключения резистора

Использование присадочной проволоки в качестве датчика для получения данных электрической цепи позволяет вносить корректировки по сопоставлению скорости подачи присадочного материала и параметров формирования сварочной ванны, а также отслеживать и корректировать положение конца присадочного материала по оси Z.

Кратко описывая процесс для использования, можно сказать следующее: данная система создана для регистрации падения электрического тока, протекающего через систему, ограниченную резистором R , когда электронный луч попадает на присадочную проволоку.

В ходе устойчивого процесса наплавки, после формирования ванны расплава и подгонки положения по оси Z , а также корректировки скорости подачи присадочной проволоки, текущий через неё ток, измеренный в режиме осцилляции электронного луча, сохраняет стабильное значение. Если в процессе наплавки из-за различных факторов положение ванны расплава смещается относительно траектории движения присадочной проволоки, регистрируемый ток изменяется либо становится равным нулю.

Таким образом, способ позволяет определить высоту наплавленного валика и оперативно изменить положение присадочного материала относительно осей, что позволяет равномерно наносить материал и повышает точность изготовления деталей. При этом уменьшается количество внутренних и внешних дефектов, повышается стабильность технологических параметров процесса.

Вариативность выполнения работ на данном комплексе.

В рамках повышения функциональности данная комплектация установки позволяет не только вести аддитивное выращивание заготовок, но также в скором будущем позволит осуществлять работы по ремонту изделий посредством наплавки нового металла на повреждённый участок изделия. Данный вариант использования представленной системы стал возможным совершенно недавно. В осуществлении данной возможности особую роль сыграла разработка системы по поиску стыка, тесты которой уже дают положительный результат.

Комбинирование системы по поиску стыка (или же в случае наплавки - нахождение фактического контура изделия в определённой области) с использованием присадочного материала в роли датчика контакта с поверхностью позволяет выделить не только повреждённую зону, но и получить трёх мерный контур для последующего восстановления через заполнение. В наиболее простом использовании, система по поиску стыка комбинируется с ручным созданием трёх мерного участка, отправленного под ремонт.

Резюмируя озвученное о позиционировании проволоки во время аддитивного производства, о получении стабильной сварочной ванны, а также об открытии новых горизонтов для развития, можно уверенно заявлять а в будущем и о ремонтных работах, можно с уверенностью сказать, что практическое применение и опыт команды АО «НИТИ «Прогресс» подтверждают эффективность предложенных решений.

В то же время, наличие двух взаимосвязанных патентов, а именно «Устройство бесконечного вращения» и «Способа электронно-лучевой наплавки» (№RU2841698C1) говорит об уникальности нашей технологии, что в свою очередь открывает свободу для новых перспектив.

Литература

1. Способ электронно-лучевой наплавки / В.А. Петровский, А.Ю. Зылев, М.Ф. Давлетшин, Л.Г. Бородуллин; заявитель и патентообладатель акционерное общество "Научно-исследовательский технологический институт "Прогресс" (RU). – № 2818555 ; заявл. 14.07.2023 ; опубл. 02.05.2023. Бюл. № 13. – Текст : непосредственный.
2. Способ электронно-лучевой наплавки / А.В. Никифоров, И.С. Бушмелев, С.А. Веретенников; заявитель и патентообладатель акционерное общество "Научно-исследовательский технологический институт "Прогресс" (RU). – № 2841698 ; заявл. 04.10.2024 ; опубл. 16.06.2025. Бюл. № 17. – Текст : непосредственный.

**Проволочное электронно-лучевое аддитивное производство
биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов
Wire-feed electron beam additive manufacturing of bimetallic
specimens based on iron and copper alloys**

Сидоров Е.А., Осипович К.С., Чумаевский А.В., Никонов С.Ю.,
Колубаев Е.А.

Evgeny Sidorov, Kseniya Osipovich, Andrey Chumaevskii, Sergey Nikonov,
Evgeny Kolubaev

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Академический
проспект, 2/4, Томск, 634055, Россия

Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian
Academy of Sciences, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russia

Аннотация. Проволочное электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) – перспективная технология производства, позволяющая варьировать толщиной границы раздела между разнородными металлами/сплавами в композиционных материалах, что затруднительно при использовании традиционных методов. В настоящей работе описаны возможности получения изделий с резкой и плавной границей раздела, основанные на особенностях взаимодействия электронного луча с материалом. Изучено влияние таких параметров ЭЛАП, как способ подачи проволок и величина погонной энергии, на возможность создания различного типа границ раздела в биметаллических образцах на основе медных и железных сплавов. Кроме того, кратко рассмотрены методы управления процессом, направленные на подавление дефектов за счёт регулирования факторов, влияющих на динамику ванны расплава, включая контроль термических условий в ходе 3D-печати. Благодаря точному управлению параметрами процесса ЭЛАП удалось получить бездефектные биметаллические образцы на основе медных и железных сплавов.

Ключевые слова: Аддитивное производство, проволочная электронно-лучевая аддитивная технология, резкая граница раздела, плавная граница раздела, погонная энергия, макроструктура.

Abstract.

Wire-feed electron beam additive manufacturing (EBAM) is a promising production technology that enables controlled variation of the interfacial thickness between dissimilar metals/alloys in composite materials a capability difficult to achieve with conventional methods. This study systematically describes the possibilities of fabricating components with either sharp or gradual interfaces, based on the specific interactions between the electron beam and the material. The influence of key EBAM parameters, such as wire feed strategy and linear energy input on the formation of different interfacial types in copper/iron-based bimetallic specimens has been investigated. Furthermore, process control methods aimed at defect suppression are briefly discussed, focusing on the regulation of factors affecting melt pool dynamics, including thermal condition management during 3D printing. Through precise control of EBAM process parameters, defect-free bimetallic specimens based on copper and iron alloys were successfully produced.

Keywords: Additive manufacturing, wire-feed electron beam additive technology, sharp interface, smooth interface, heat input, macrostructure

Введение

Аддитивные технологии в последние годы стали одним из ключевых направлений развития современного материаловедения и машиностроения. В отличие от традиционных методов литья и механической обработки, они позволяют создавать изделия сложной геометрии, снижать материалоёмкость и обеспечивать высокий уровень функциональной интеграции [1–4]. Среди них особое место занимает проволочное ЭЛАП, отличающееся высокой производительностью, возможностью изготовления крупногабаритных конструкций и эффективным использованием материала [3].

Особый интерес представляют биметаллические системы на основе железных и медных сплавов, где сочетаются прочностные характеристики сталей с антифрикционными и коррозионными свойствами бронз [7–10]. Подобные материалы находят применение в машиностроении, энергетике, судостроении и других отраслях, где требуется совмещение износостойкости, прочности и устойчивости к агрессивным средам. При этом традиционные методы их получения (наплавка, пайка, диффузионное соединение) ограничены по геометрической гибкости и часто сопровождаются образованием дефектов [12, 13].

Электронно-лучевая проволочная печать позволяет преодолеть эти ограничения за счёт послойного построения структуры и точного контроля тепловложений [14–16]. Работа в вакууме снижает риск окисления, а использование проволоки обеспечивает стабильность химического состава и минимизацию загрязнений [17–19]. Растущее число исследований подтверждает возможность формирования равномерных переходных зон между железными и медными сплавами и открывает перспективы создания функционально-градиентных материалов.

Несмотря на достигнутые результаты, влияние режимов проволочной электронно-лучевой печати на формирование структуры и свойств биметаллических соединений системы железо–медь остаётся недостаточно изученным. В связи с этим, целью настоящей работы является разработка и обоснование технологических подходов к аддитивному производству биметаллических образцов, обеспечивающих формирование качественного соединения и получение изделий с заданным комплексом эксплуатационных характеристик.

Методика исследований

Объектом исследования данной работы являются биметаллические образцы, полученные на лабораторной экспериментальной установке для аддитивного электронно-лучевого производства металлических изделий в ИФПМ СО РАН. Для 3D-печати образцов использовали проволоки конструкционной низколегированной стали 09Г2С диаметром 1,0 мм и безоловянной бронзы БрАМц9-2 диаметром 1,2 мм.

Изготовление биметаллических образцов проводилось в вакуумной камере, в которой с помощью электронного луча, генерируемого электронной

пушкой через магнитную фокусирующую систему, формировали развертку на поверхности в области печати, образуя ванну расплава. В сформированную ванну расплава через податчик подавали проволоку (Рисунок 1). В результате на подложке выращивался образец, состоящий из послойно нанесенного материала. Параметры печати были следующие: размер развертки составил 5 мм, напряжение 30 кВ, частота сканирования 1000 Гц, значениями тока варьировали от 45 до 85 мА, скорость подачи проволоки подбиралась эмпирически в пределах 250 ÷ 400 мм/мин.

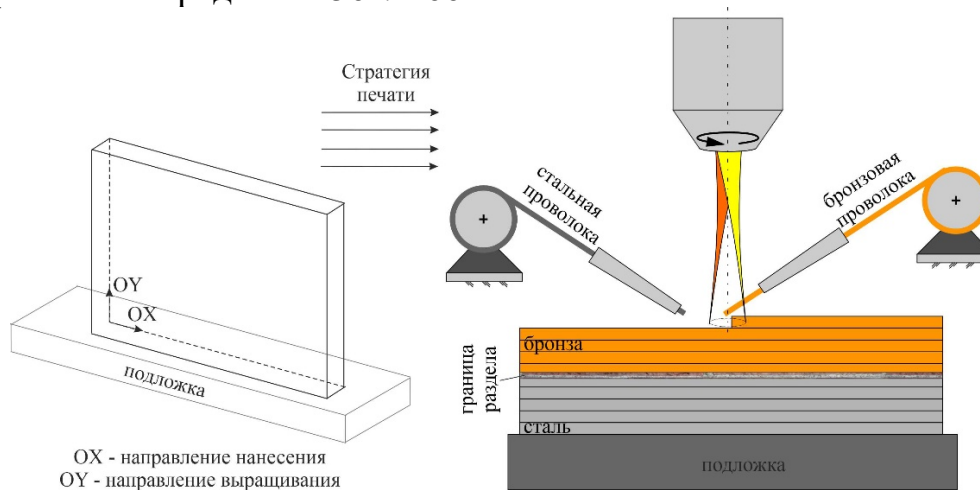


Рисунок 1 – Схема изготовления биметаллических образцов методом проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии.

Результаты и обсуждения

Для формирования определенной границы раздела между разнородными материалами необходимо знать физико-механические свойства металлов и сплавов для аддитивного производства, чтобы раскрыть весь истинный потенциал и получить бездефектное изделие [21]. Высокая теплопроводность БрАМц9-2 (71,4 Вт/(м·К)) по сравнению с 09Г2С (46 Вт/(м·К)), значительная разница удельной теплоемкости и теплопроводности данных материалов (удельная теплоемкость БрАМц9-2 практически в 1,5 раза превышает теплоемкость 09Г2С и, наоборот, теплопроводность БрАМц9-2 в 2 раза 09Г2С) означают, что в процессе изготовления требуется высокие значения погонной энергии. Следует отметить, что большая разница в коэффициенте теплового расширения между данными материалами приводит к накоплению деформации и высокому внутреннему напряжению на границе раздела, что в конечном итоге может привести к растрескиванию [18]. Из-за вышеупомянутых проблем изготовление биметаллических образцов с различным дизайном интерфейса между железными и медными сплавами затруднено [19]. Таким образом, необходимо управлять тепловыми условиями, величиной погонной энергии, при чередовании проволок используемых материалов во время печати для изготовления бездефектного образца на основе разнородных сплавов.

Величина погонной энергии является характеристикой теплового градиента, величина погонной энергии, выделяемой на единицу длины слоя

[20]. Изменение величины погонной энергии при изготовлении биметаллических образцов приведено на рисунке 2.

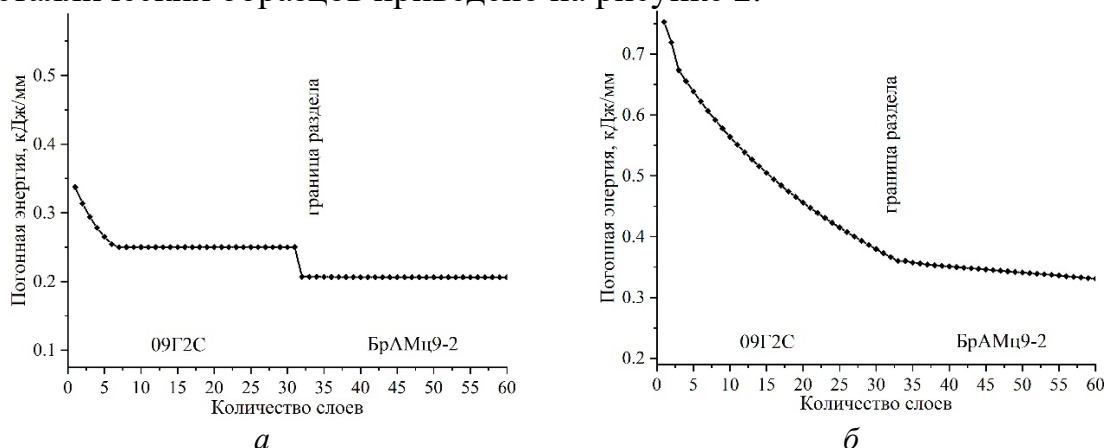


Рисунок 2 – Изменение величины погонной энергии в зависимости от количества слоев в процессе изготовления методом ЭЛАП биметаллического образца на основе 09Г2С и БрАМц9-2 с резкой (а) и плавной (б) границей раздела.

Нанесение слоев стальной проволокой 09Г2С производилось на основе уже известных данных [20]. При нанесении слоев бронзовой проволокой БрАМц9-2 использование этой же величины погонной энергии невозможно. Высокая величина погонной энергии приводит к растеканию слоев при нанесении бронзовой проволоки БрАМц9-2, что приводит к нарушению геометрии готового изделия. Поэтому при проведении подбора параметров для печати бронзовой проволокой на уже нанесенные стальные слои необходимо уменьшить величину погонной энергии. При формировании первых слоев на подложки величина погонной энергии должна превышать подобранные параметры, так как необходимо потратить энергию для прогревания материала подложки. При таком подходе создаются равномерные тепловые условия, что препятствует накоплению деформации, которая, в свою очередь, может вызывать изгиб подложки и нестабильность ванны расплава.

Величина погонной энергии при изготовлении биметаллических образцов на основе 09Г2С и БрАМц9-2 с резкой границей раздела для первых слоев составляет 0,34 кДж/мм. При нанесении слоев стальной проволокой 09Г2С значение погонной энергии снижается до 0,25 кДж/мм. Эта величина является фиксированной для всего стального сегмента. При нанесении слоев бронзовой проволокой БрАМц9-2 величина погонной энергии скачкообразно уменьшается до значения 0,21 кДж/мм. Скачкообразное изменение величины погонной энергии является отличительной чертой при изготовлении биметаллических материалов с резкой границей раздела от одного материала к другому (Рисунок 2,а).

В отличие от характера изменения значения погонной энергии при формировании резкой границы раздела, в биметаллических образцах с плавной границей раздела величина погонной энергии изменяется постепенно в зависимости от слоя. При нанесении слоев стальной проволокой 09Г2С среднее значение погонной энергии составляет 0,46 кДж/мм. При нанесении слоев бронзовой проволокой БрАМц9-2 среднее значение погонной энергии

составляет 0,35 кДж/мм (Рисунок 2,б). При формировании плавной границы раздела значения погонной энергии выше, чем при формировании резкой границы раздела. Это связано с тем, что производится одновременная подача двух разнородных проволок. Во время нанесения только стальной проволоки 09Г2С, скорость подачи бронзовой проволоки равна 0. Начало формирования плавной границы раздела сопутствуется с введением бронзовой проволоки вторым подачиком, однако при этом скорость подачи стальной проволоки выше, чем скорость подачи бронзовой проволоки. На этом этапе преобладает область с аддитивно-выращенной сталью пока соотношение скоростей подаваемых материалов не становится равным. Формирование плавной границы раздела завершается при уменьшении вводимого объема стальной проволоки, когда скорость подачи стальной проволоки меньше скорости подачи бронзовой проволоки. По завершению формирования биметаллического образца с плавной границей раздела подается только бронзовая проволока и формируется часть аддитивно-выращенной бронзы.

Финансирование

Результаты получены в рамках проекта Российского Научного Фонда № 24-72-00118.

Список библиографических ссылок

1. Abdulhameed O. Additive manufacturing: Challenges, trends, and applications / O. Abdulhameed, A. Al-Ahmari, W. Ameen, S.H. Mian // *Advances in Mechanical Engineering*. – 2019. – V. 11, №2. – P. 1–15.
2. Cheng B. Geometric consideration of support structures in part overhang fabrications by electron beam additive manufacturing / B. Cheng, K. Chou // *Comput.-Aided Des.* – 2015. – V. 69. – P. 102–111.
3. Dilberoglu U.M. The Role of Additive Manufacturing in the Era of Industry 4.0 / U.M. Dilberoglu, B. Gharehpapagh, U. Yaman, M. Dolen // *Procedia Manuf.* – 2017. – V. 11. – P. 545–554.
4. Armstrong M. An overview of modern metal additive manufacturing technology / M. Armstrong, H. Mehrabi, N. Naveed // *J. Manuf. Process.* – 2022. – V. 84. – P. 1001–1029.
5. Osipovich K. Characterization of a Bimetallic Multilayered Composite “Stainless Steel/Copper” Fabricated with Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing / K. Osipovich, A. Vorontsov, A. Chumaevskii et al. // *Metals*. – 2021. – V. 11. – P. 1151.
6. Shu X. Microstructure evolution of copper/steel gradient deposition prepared using electron beam freeform fabrication / X. Shu, G. Chen, J. Liu, B. Zhang, J. Feng // *Mater. Lett.* – 2018. – V. 213. – P. 374–377.
7. Rock C. Characterization of copper & stainless steel interface produced by electron beam powder bed fusion / C. Rock, P. Tarafder, L. Ives, T. Horn // *Mater. Des.* – 2021. – V. 212. – P. 110278.
8. Dharmendra C. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing / C. Dharmendra, A. Hadadzadeh, B.S. Amirkhiz, G.D. Janaki Ram, M. Mohammadi // *Addit. Manuf.* – 2019. – V. 30. – P. 100872.
9. Fukikoshi T. Brazing of copper to stainless steel with a low-silver-content brazing filler metal / T. Fukikoshi, Y. Watanabe, Y. Miyazawa, F. Kanasaki // *International Symposium on Interfacial Joining and Surface Technology (IJST2013): тезисы докл. Международной конф. (Osaka, 27–29 November 2013)*. – Osaka, 2014. – P. 012016.
10. Ekrami M. Fabrication of copper/stainless steel bimetallic couple, by diffusion bonding using silver and nickel foils as interlayers / M. Ekrami, J. Shahbazi Karami, A. Araee et al. // *Inorg. Nano-Met. Chem.* – 2019. – V. 49, №5. – P. 152–162.
11. Raute J. Life cycle assessment in additive manufacturing of copper alloys—comparison between laser and electron beam / J. Raute, A. Beret, M. Biegler et al. // *Weld World*. – 2024. – V. 68. – P. 3169–3176.
12. Davis A.E. Tailoring equiaxed β -grain structures in Ti-6Al-4V coaxial electron beam wire additive manufacturing / A.E. Davis, J.R. Kennedy, D. Strong et al. // *Materialia*. – 2021. – V. 20. – P. 101202.
13. Osipovich K. Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing: A Review / K. Osipovich, K. Kalashnikov, A. Chumaevskii et al. // *Metals*. – 2023. – V. 13. – P. 279.

14. Kokare S. Wire arc additive manufacturing of a high-strength low-alloy steel part: environmental impacts, costs, and mechanical properties / S. Kokare, J. Shen, P.P. Fonseca et al. // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* – 2024. – V. 134. – P. 453–475.
15. Ding X. Effect of annealing heat treatment on microstructure and corrosion behavior of Ti6Al4V alloy fabricated by multi-laser beam wire-feed additive manufacturing in vacuum environment / X. Ding, H. Ma, Q. Zhang et al. // *J. Alloys Compd.* – 2022. – V. 914. – P. 165363.
16. Zykova A. Microstructural and phase evolution of Ti6Al4V in electron beam wire additive manufacturing and on the subtransus quenching and normalization / A. Zykova, A. Panfilov, A. Vorontsov et al. // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2024. – V. 898. – P. 146384.
17. Osipovich K. Phase Formation, Microstructure, and Mechanical Properties of Ni-Cu Bimetallic Materials Produced by Electron Beam Additive Manufacturing / K. Osipovich, D. Gurianov, A. Vorontsov et al. // *Metals.* – 2022. – V. 12. – P. 1931.
18. Tan C. Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture / C. Tan, K. Zhou, W. Ma, L. Min // *Mater. Des.* – 2018. – V. 155. – P. 77–85.
19. DebRoy T. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Prog. Mater. Sci.* – 2018. – V. 92. – P. 112–224.
20. Tarasov S.Y. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.L. Savchenko et al. // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* – 2018. – V. 99. – P. 2353–2363.

Применение интенсивной пластической деформации для управления структурно-фазовым состоянием бронз, полученным электронно-лучевым аддитивным производством¹

Филиппов А.В., Шамарин Н.Н.

¹ ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, Россия

Аннотация. Исследовано влияние интенсивной пластической деформации (ИПД) на структуру и свойства бронзовых сплавов систем Cu-Al и Cu-Al-Si, полученных электронно-лучевым аддитивным производством (EBM). Образцы сплавов Cu-7Al, Cu-3Al-3Si, Cu-3Al-4Si и Cu-3Al-6Si, напечатанные EBM, подвергались ИПД (многосторонняя ковка, прокатка). Анализ структуры (металлография, ПЭМ) показал, что ИПД эффективно разрушает характерную для EBM крупнозернистую (столбчатую, неравноосную) или двухфазную структуру, формируя сильнодеформированную субструктуру с высокой плотностью дислокаций. Механические испытания выявили значительное упрочнение: прочность при растяжении возросла в 2,1–2,5 раза, микротвердость – до 85%, при одновременном снижении пластичности в 1,5–5,4 раза в зависимости от состава сплава. Результаты подтверждают высокую эффективность ИПД для устранения структурных недостатков EBM-бронз и улучшения их прочностных характеристик.

Ключевые слова: электронный луч, аддитивное производство, бронза, прочность, микротвердость.

Abstract. The effect of severe plastic deformation (SPD) on the structure and properties of Cu-Al and Cu-Al-Si bronze alloys obtained by electron beam additive manufacturing (EBM) is studied. Samples of Cu-7Al, Cu-3Al-3Si, Cu-3Al-4Si and Cu-3Al-6Si alloys printed by EBM were subjected to SPD (multilateral forging, rolling). The analysis of the structure (metallography, TEM) showed that SPD effectively destroys the coarse-grained (columnar, nonequiaxed) or two-phase structure typical of EBM, forming a highly deformed substructure with a high dislocation density. Mechanical tests revealed significant strengthening: tensile strength increased by 2.1–2.5 times, microhardness – up to 85%, with a simultaneous decrease in ductility by 1.5–5.4 times depending on the alloy composition. The results confirm the high efficiency of IPD for eliminating structural defects of EBM bronzes and improving their strength characteristics.

Keywords: electron beam, additive manufacturing, bronze, strength, microhardness.

Введение

Аддитивное производство (АП) металлов, в частности электронно-лучевая плавка, открывает новые возможности для создания

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-29-00259), <https://rscf.ru/project/24-29-00259/>

сложнодетализированных компонентов из медных сплавов, таких как бронзы. Эти сплавы востребованы в ответственных узлах аэрокосмической, энергетической и электротехнической отраслей благодаря высокой теплопроводности, коррозионной стойкости, износостойкости и специфическим трибологическим свойствам. Однако, несмотря на преимущества (высокий вакуум, уменьшенное тепловое искажение, высокая скорость построения), бронзы, полученные этим методом, часто характеризуются неоптимальным структурно-фазовым состоянием. К типичным особенностям микроструктуры ЕВМ-бронз относятся: крупная зеренная структура, химическая неоднородность, наличие дефектов, неравновесные фазы, внутренние напряжения. Эти особенности ограничивают эксплуатационные характеристики деталей.

Интенсивная пластическая деформация объединяет группу технологий, обеспечивающих приложении к материалу исключительно высоких степеней пластической деформации (истинная деформация $\varepsilon \gg 1$) без существенного изменения его геометрических размеров в макроскопическом масштабе. Ключевые методы, применимые к бронзам: равноканальное угловое прессование, кручение под высоким давлением, многократная ковка, винтовая экструзия.

Применение методов интенсивной пластической деформации к заготовкам бронз, полученным электронно-лучевым аддитивным производством, является высокоэффективным подходом для преодоления структурных недостатков, присущих АП. Среди потенциальных положительных эффектов ИПД можно выделить следующие: измельчение размеров зерна, упрочнение, снижение анизотропии свойств.

Наиболее перспективным направлением является использование ИПД для деформационно-упрочняемых бронз (Cu-Al, Cu-Si-Mn и др.), где деформация обеспечивает измельчение размеров зерна и существенному увеличению прочности и твердости, а также дисперсионно-твердеющих бронз (Cu-Cr-Zr, Cu-Ni-Si и др.), где деформация может интенсифицировать процессы выделения, приводя к формированию наноразмерных упрочняющих частиц. Сочетание ИПД с контролируемым отжигом или искусственным старением открывает путь к получению материалов с уникальным сочетанием высокой прочности и хорошей электропроводности/теплопроводности.

Таким образом, синергия электронно-лучевого аддитивного производства и интенсивной пластической деформации представляет собой мощную стратегию для получения бронзовых заготовок с превосходными и управляемыми структурно-фазовыми состояниями, которые обеспечат получение деталей с высокими эксплуатационными характеристиками, недостижимыми при использовании только одного из этих методов.

Цель работы – исследование закономерностей эволюции механических свойств и структуры образцов сплавов Cu-Al, Cu-Al-Si, Cu-Si-Mn после

электронно-лучевого аддитивного производства и последующей интенсивной пластической деформации.

Материалы и методы

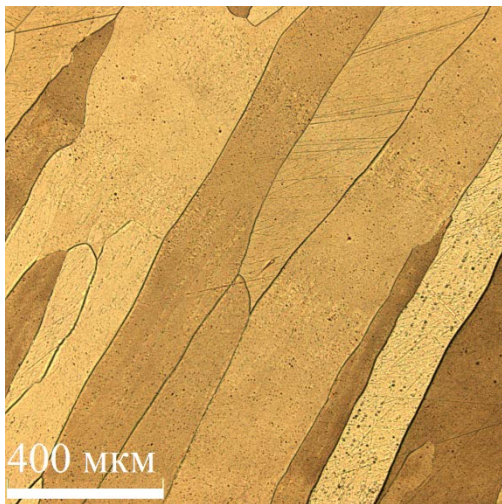
Для проведения экспериментальных исследований методом вакуумного электронно-лучевого аддитивного производства были напечатаны образцы бронз прямоугольной формы $D \times H \times B = 20 \times 20 \times 40$ мм.

Печатались бронзы систем Cu-Al и Cu-Al-Si. Бронза Cu-Al изготовлена из сплава БрА7. Бронзы Cu-Al-Si изготовлены в трех вариантах. Для этого в зону плавления подавались две проволоки: бронза Cu-3Si-Mn и алюминий. При печати соотношение объемной подачи проволок составляло 90% бронзы и 10% алюминия. Для регулирования состава в качестве алюминиевого филамента использовались проволоки из технически чистого алюминия, сплавов АК5 и АК12. Таким образом получены четыре вида образцов. Первый, бронза Cu-7Al. Второй, бронза Cu-3Al-3Si, полученная из смеси 90% Cu-3Si-Mn и 10% технически чистого алюминия. Третий, бронза Cu-3Al-4Si, полученная из смеси 90% Cu-3Si-Mn и 10% сплава АК5. Четвертый, бронза Cu-3Al-6Si, полученная из смеси 90% Cu-3Si-Mn и 10% сплава АК12.

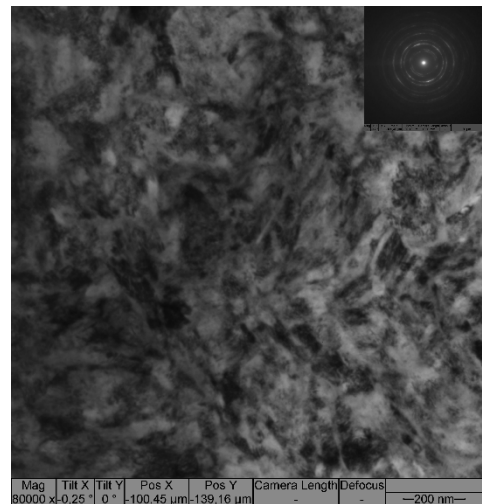
Напечатанные образцы были деформированы путем многостороннейковки и прокатки. После чего были выполнены механические испытания методом растяжения на испытательной машине. Микротвердость определена методом индентирования по Виккерсу. Структура исследована методом оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии.

Результаты и их обсуждение

После печати образцы бронзы Cu-7Al имеют столбчатую структуру (рисунок 1а). Зерна вытянуты в направлении теплового градиента. Ширина зерен в поперечном сечении составляет от 100 до 400 мкм. После интенсивной пластической деформации структура материала претерпевает существенные изменения (рисунок 1б). Сформировалась субзеренная структура с высокой плотностью дислокаций. После печати образцы бронзы Cu-3Al-3Si имеют структуру, состоящую из неравноосных зерен и двойников отжига (рисунок 2а). После ИПД формируется субзеренная структура с высокой плотностью дислокаций и двойники деформации (рисунок 2б). После печати образцы бронз Cu-3Al-4Si и Cu-3Al-6Si имеют двухфазную структуру (рисунок 3а, 4а). По границам первичной формируется вторичная фаза, которая имеет более высокую температуру кристаллизации. После ИПД формируется субзеренная структура с высокой плотностью дислокаций (рисунок 3б, 4б).

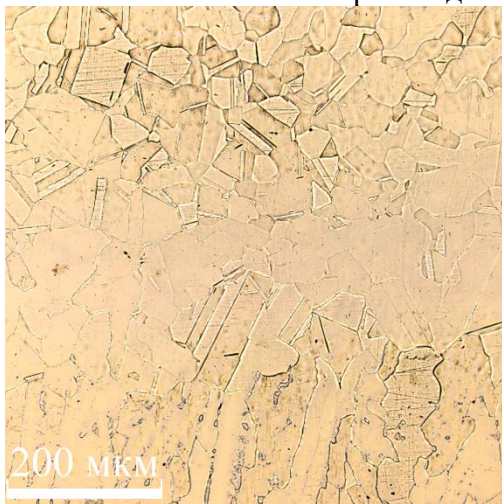


a

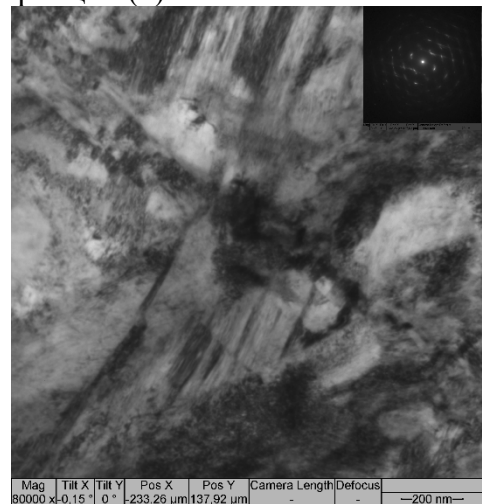


б

Рисунок 1 – Структура бронзы Cu-7Al после электронно-лучевого аддитивного производства (а) и деформации (б)



a

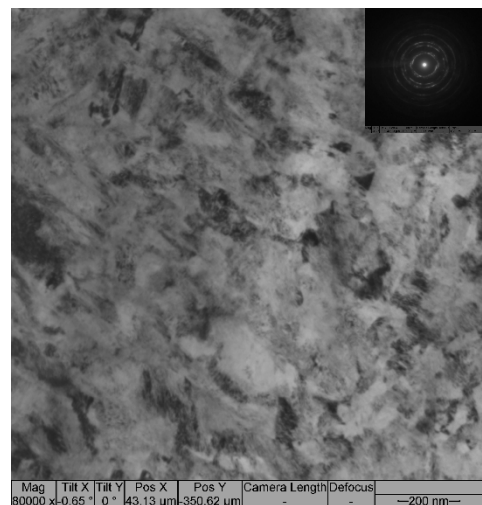


б

Рисунок 2 – Структура бронзы Cu-3Al-3Si после электронно-лучевого аддитивного производства (а) и деформации (б)



a



б

Рисунок 3 – Структура бронзы Cu-3Al-4Si после электронно-лучевого аддитивного производства (а) и деформации (б)

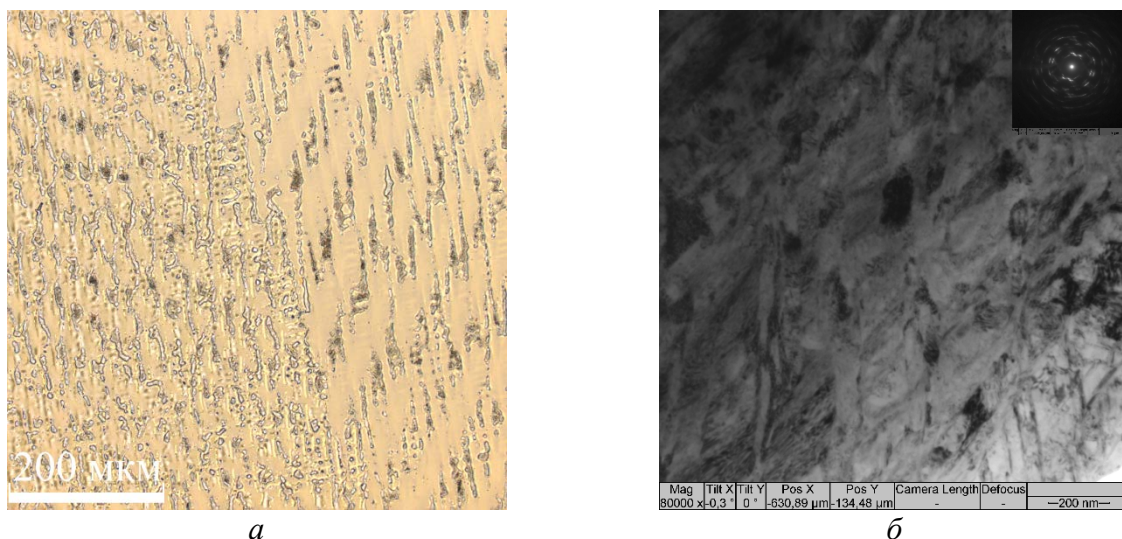


Рисунок 4 – Структура бронзы Cu-3Al-6Si после электронно-лучевого аддитивного производства (а) и деформации (б)

Образцы напечатанных бронз обладают невысокой прочностью и большой пластичностью (рисунок 5).

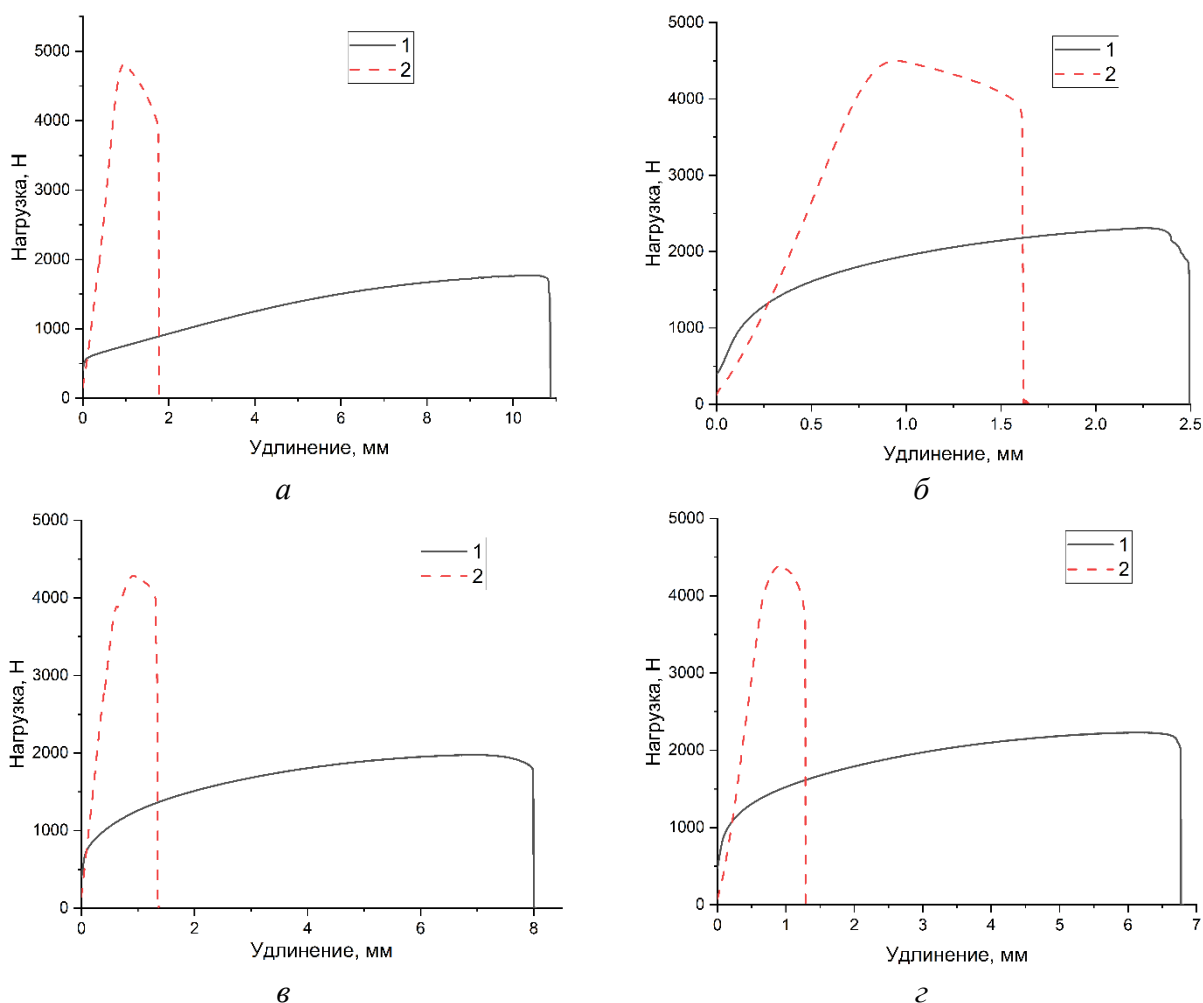


Рисунок 5 – Кривые нагружения при испытаниях на растяжение образцов бронзы Cu-7Al (а), Cu-3Al-3Si (б), Cu-3Al-4Si (в) и Cu-3Al-6Si (г). 1 – образцы после электронно-лучевого аддитивного производства, 2 – образцы после деформации.

Применение ИПД снижает пластичность бронзы Cu-7Al более чем в 5 раз, при этом её прочность возрастает в ~2,5 раза. Применение ИПД снижает пластичность бронзы Cu-3Al-3Si в ~1,5 раза, а прочность возрастает в ~2,2 раза. Применение ИПД снижает пластичность бронзы Cu-3Al-4Si в ~4,2 раза, а прочность возрастает в ~2,1 раза. Применение ИПД снижает пластичность бронзы Cu-3Al-6Si в ~5,4 раза, а прочность возрастает в ~2,2 раза.

Изменение в структуре также привели к существенному увеличению микротвердости исследуемых бронз (рисунок 6). Наибольший эффект достигается для сплава Cu-7Al. Для бронз Cu-3Al-3Si, Cu-3Al-4Si и Cu-3Al-6Si прирост микротвердости достигает ~85%.

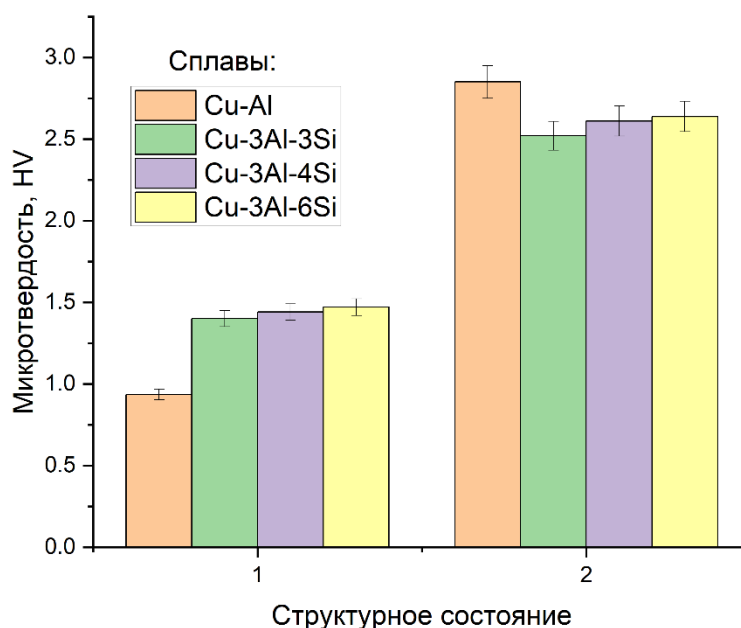


Рисунок 6 – Микротвердость бронз после электронно-лучевого аддитивного производства (1) и деформации (2)

Выводы

На основе выполненных экспериментальных исследований установлено, что применение интенсивной пластической деформации способствует повышению прочности образцов бронз систем Cu-Al и Cu-Al-Si. ИПД также приводит к увеличению микротвердости исследуемых сплавов.

ИПД приводит к существенному изменению структуры материала. В результате ИПД в бронзах сформировалась сильнодеформированная субструктура с высокой плотностью дислокаций.

УДК 621.315.612.8

Передовые технологии физического осаждения теплозащитных покрытий

Advanced technologies for physical deposition of thermal barrier coatings¹

Доронин О.Н.¹, Стехов П.А.¹

¹ НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, Москва, Россия

Аннотация. В работе представлены сравнительный анализ закономерностей формирования химического состава оксида циркония стабилизированного оксидом иттрия (ОЦСИ) с использованием современных технологий физического осаждения теплозащитных покрытий методами электронно-лучевого испарения-конденсации и среднечастотного плазмохимического магнетронного осаждения. Показано, что конденсация ОЦСИ в промышленных технологических процессах физического осаждения теплозащитных покрытий является физико-химическим процессом термодинамически уравновешенным при заданных условиях.

Ключевые слова: оксид циркония, теплозащитное покрытие, физическое осаждения, электронно-лучевое испарение, среднечастотное магнетронное плазмохимическое осаждение.

Abstract. This paper presents a comparative analysis of the formation of the chemical composition of yttria-stabilized zirconium oxide (YZS) using modern technologies for the physical deposition of thermal barrier coatings: electron-beam evaporation-condensation and mid-frequency plasma-enhanced magnetron vapor deposition. It is demonstrated that YZS condensation in industrial processes for the physical deposition of thermal barrier coatings is a physical and chemical process that is balanced under given conditions.

Keywords: zirconium oxide, thermal barrier coating, physical deposition, electron beam evaporation, mid-frequency magnetron plasma-enhanced chemical vapor deposition.

Введение

Одним из актуальных технических применений электронно-лучевых технологий является нанесения теплозащитных покрытий (ТЗП) методом электронно-лучевого испарения с последующей конденсацией в вакууме. Современные теплобарьерные керамические покрытия на основе оксида циркония стабилизированного оксидом иттрия (ОЦСИ) позволяют существенно снизить активность окислительной среды на поверхности металла под покрытием до значений эквивалентных снижению температуры на 100 – 150 °С. Одновременно с этим, теплофизические свойства оксида циркония обеспечивают максимально возможную, среди известных

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных в рамках мероприятий 17.3 и 17.4 стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ

тугоплавких оксидных соединений, совместимость термических линейных деформаций в системе «покрытие-основа». Среди прочих известных методов нанесения ТЗП самый высокий комплекс свойств позволяют получить методы физического осаждения с конденсацией из паровой фазы с формированием столбчатых структур, самым известным из которых является метод электронно-лучевого испарения (ЭЛИ).

С развитием методов плазмохимического осаждения в ряде исследовательских организаций, таких как НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ [1] и НИУ «МЭИ» [2] и др. начаты работы по освоению новой технологии среднечастотного магнетронного плазмохимического осаждения (СМПО) в дуальных магнетронных системах. Такие покрытия, также, формируются по средствам эпитаксиального роста при конденсации из паровой фазы и имеют вертикально трещиноватую (столбчатую) структуру. Однако, в отличие от электронно-лучевого испарения, при СМПО с поверхности мишени распыляется металлический сплав, а кислород в зону конденсации вводится строго дозированно по отдельному каналу.

Актуальность

Методы физического осаждения (конденсации) керамических покрытий из паровой фазы с формированием столбчатой структуры обладают рядом существенных технологических преимуществ, среди которых компенсация рассогласования линейного расширения при термоциклическом нагружении. На рисунке 1 приведены графики изменения термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) жаропрочного сплава ЖС32; оксида алюминия (Al_2O_3), который образуется при окислении на поверхности жаропрочных суперсплавов на основе Ni-Al; а также оксида циркония стабилизированного 6-8% оксида циркония, который применяется для нанесения керамических слоев ТЗП. Из графика видно, что при циклическом нагреве разница линейного расширения сплава ЖС32 и ОЦСИ может достигать более 2 раза.

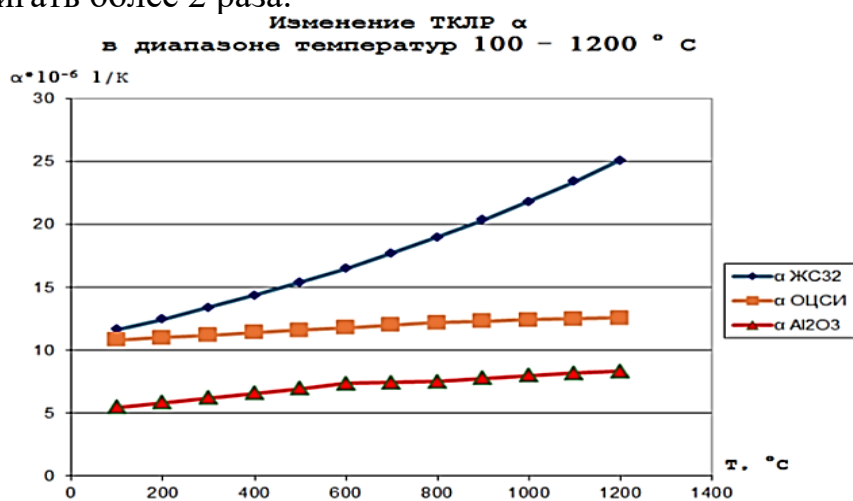


Рисунок 1 - Изменение термического коэффициента линейного расширения в диапазоне температур 100 – 1200 °С: а) – никелевого жаропрочного сплава ЖС32 [3]; б) – оксида алюминия Al_2O_3 [4]; в) - оксида циркония стабилизированного 6-8% оксидом циркония (ОЦСИ) [4]

Наглядным примером повреждения керамического слоя ТЗП, нанесенного ЭЛИ, в результате рассогласования ТКЛР может служить скол керамического слоя в результате спекания столбчатой структуры, представленный на рисунке 2.

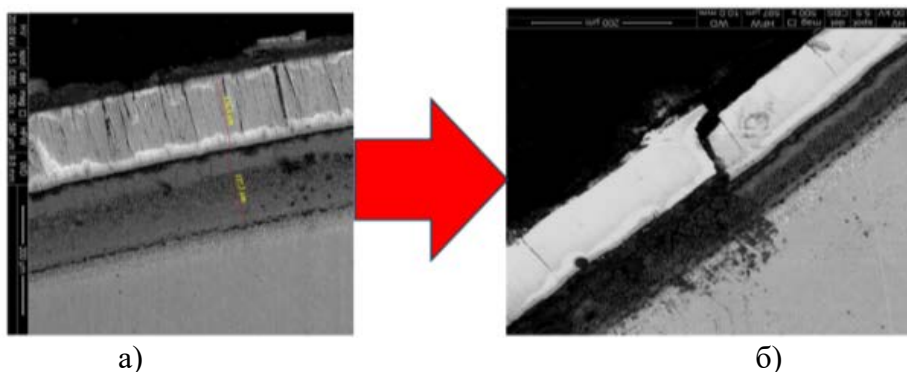


Рисунок 2 – Скол керамического слоя ТЗП на основе ОЦСИ в результате спекания
а) – исходное состояние; б) – скол спекенного керамического слоя

В исходном состоянии столбчатая структура керамического слоя компенсировала рассогласование ТКЛР, однако, при спекании под воздействием высоких температур сформировался монолитный керамический слой, который разрушился при совместном охлаждении с основой из-за различных термических линейных деформаций. В связи с этим, критически важным условием физического осаждения покрытий является релаксация напряжений, возникающих в результате рассогласования ТКЛР, за счет дефектности структуры (наличия расстояния между столбцами).

Одновременно с этим, методы физического осаждения столбчатых керамических покрытий обеспечивают высокую устойчивость к центробежным нагрузкам и минимальное «перекрытие» сечения выходных отверстий каналов перфорации лопаток, что делает их незаменимыми при нанесении теплозащитных покрытий на рабочие лопатки и другие роторные детали высокооборотистых газотурбинных двигателей.

Подробное исследование физико-химических механизмов формирования керамических покрытий методами физического (в т.ч. плазмохимического) осаждения позволит не только обеспечить минимизацию напряжений в структуре конденсатов, но и выработать единую научно-технологическую базу управления процессами нанесения толстых теплозащитных покрытий на ответственные детали газотурбинных двигателей методами ЭЛИ и СМПО.

Постановка задачи

При физическом осаждении керамических покрытий, как методом ЭЛИ, так и методом СМПО, на первичном этапе конденсации происходит формирование слоев серого или черного цветов. Внешний вид керамических слоев черного цвета приведен на рисунках 3 а (метод ЭЛИ) и д (метод СМПО). При дальнейшей выдержке в среде, содержащей кислород происходит доокисление керамики с изменением цвета до белого (рисунок 3

б и д). При этом, на поверхности испаряемого материала (керамического штабика для ЭЛИ и металлической мишени для СМПО), также, формируются черные поверхностные слои (рисунок 3 в и е), аналогичные первичной стадии формирования покрытий (рисунок 3 а и д).

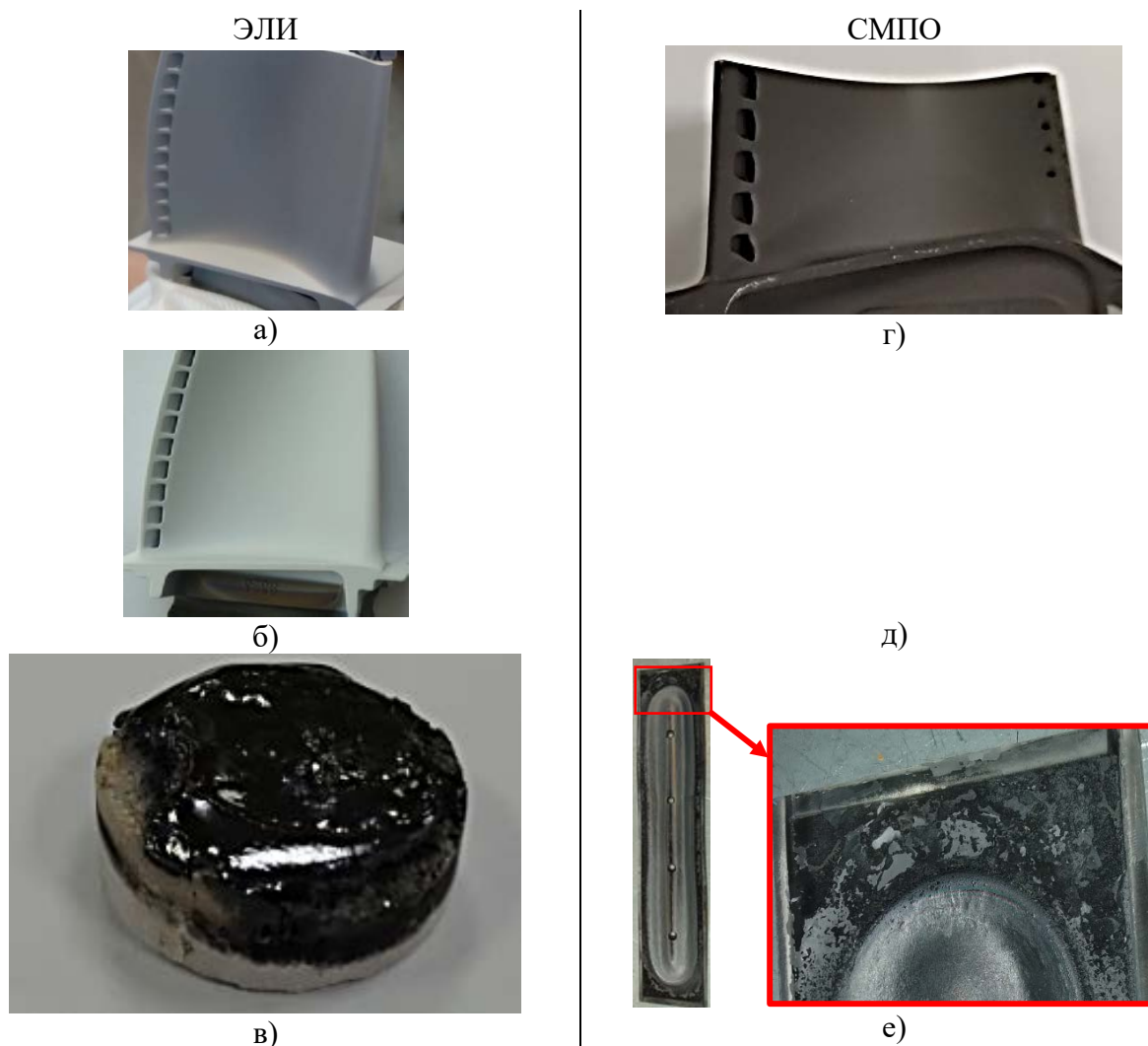


Рисунок 3 – Внешний вид керамических конденсатов и материалов:

а) – первичная конденсация ОЦСИ ЭЛИ; б) – отожженный ОЦСИ ЭЛИ; в) – штабик ЭЛИ; г) – первичная конденсация ОЦСИ СМПО; д) отожженный ОЦСИ; е) – мишень СМПО

Оксидные соединения циркония черного цвета подробно исследованы при изучении продуктов коррозии оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) в ядерных реакторах. При коррозии оболочек ТВЭЛ на первичных этапах, также наблюдается формирование обедненного по кислороду «черного» оксида циркония, который по данным различных исследователей может являться как результатом растворения металлического циркония в стехиометрически равновесном оксиде циркония [5], так и нестехиометрическим соединением типа ZrO_{2-x} , где $x < 0,5$ [6]. При этом, многие исследователи обращают внимание на обратимость процессов обогащения кислородом «черного» оксида циркония [5 и 7].

С целью установления общих закономерностей формирования керамических покрытий на основе ОЦСИ методами ЭЛИ и СМПО

необходимо исследовать изменение состава формируемых покрытий на первичной и конечной стадиях конденсации, а также сопоставить его с конденсатами, формируемыми непосредственно на испаряемой поверхности расходуемого материала.

Обсуждение результатов

Для нанесения покрытия ОЦСИ методом ЭЛИ использовалась опытно-промышленная электронно-лучевая установка НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ удельной мощностью 26,5 кВт/мм², эквивалентной промышленной установке с мощностью электронно-лучевой пушки 100 кВт. Формирование конденсата осуществлялось по серийным режимам нанесения.

Для нанесения покрытия ОЦСИ методом СМПО использовалась уникальная опытно-промышленная проходная магнетронная установка УОКС-3 НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ с энергопотреблением в процессе напыления до 10 кВт.

Образцы исследовались в двух состояниях: непосредственно после напыления, после окислительного отжига. Для сравнения произведено исследование конденсатов непосредственно на поверхности расходуемого материала после напыления.

На основании данных литературного анализа [5, 6, 7], в связи с тем, что в составе конденсата изменение химического состава ОЦСИ может происходить только за счет насыщения кислородом, произведены сравнительные исследования содержания кислорода в полученных конденсатах. Численная оценка результатов производилась усреднением не менее трех не более 10 различных измерений. Идентификация химического состава покрытий была проведена в соответствии с ГОСТ Р ИСО 22309–2015 на растровом электронном микроскопе. Результаты исследования представлены в таблице 1.

Таблица 1.

Содержание кислорода в конденсатах ОЦСИ при физическом осаждении методами ЭЛИ и СМПО

№ п/п	Состояние конденсата	Содержание кислорода, % масс	
		ЭЛИ	СМПО
1	Первичный этап конденсации ОЦСИ (черный/серый)	29,25	27,23
2	Окисленный ОЦСИ	33,49	30,44
3	Конденсат в непосредственной близости от источника испарения ОЦСИ	22,45	19,9

Таким образом, можно констатировать, что при электронно-лучевом испарении ОЦСИ поверхность расходуемого материала в виде керамического штабика подвергается бомбардировке ускоренными электронами, в результате которой происходит плавление и испарение материала. Однако, в связи с тем, что выделение энергии торможения электронов происходит в очень тонких слоях, неизбежно происходит локальный перегрев [8] с частичной диссоциацией соединений и ионизацией элементов, входящих в состав штабика [9]. Таким образом, испаряемая

поверхность штабика и паровое облако, из которого происходит конденсация покрытия, содержат частично диссоциированные соединения системы Zr-RЗМ-О (где RЗМ – один или несколько редкоземельных элементов из ряда Y, Gd, Sm и др). По результатам исследований установлено, что формируемый при ЭЛИ конденсат обеднен по кислороду по сравнению с полностью окисленным керамическим слоем на 4,24 %, а испаряемая поверхность штабика – на 11,04%.

Неотъемлемой частью формирования керамических покрытий с использованием метода СМПО является необходимость формирования конденсата в условиях «дефицита» кислорода в зоне испарения, бомбардируемой ионизированными частицами инертного газа, т.к. значительное его содержание приведет к формированию сплошного диэлектрического слоя на мишени и блокирует протекание магнетронного разряда. Таким образом, испаряемый материал мишени при СМПО, в непосредственной близости от испаряемой мишени неизбежно будет обеднен по кислороду. По результатам исследований установлено, что формируемый при СМПО конденсат обеднен по кислороду по сравнению с полностью окисленным керамическим слоем на 3,21 %, а испаряемая поверхность штабика – на 10,54%.

Выводы

1. Таким образом, по результатам проведенных исследований установлено, что при физическом осаждении в вакууме керамических покрытий на основе оксида циркония стабилизированного оксидом иттрия и др. RЗМ в непосредственной близости от испаряемой поверхности штабика/мишени формируется существенно обедненный по кислороду на 10-11 %(масс.) конденсат, при этом непосредственно на детали формируется конденсат обедненный по кислороду на 3,2-4,2 %(масс.).

2. Согласованность полученных данных об изменении химического состава конденсатов для различных методов физического осаждения свидетельствует о том, что конденсация ОЦСИ в промышленных технологических процессах осаждения ТЗП является физико-химическим процессом термодинамически уравновешенным при заданных условиях. Выявленные закономерности могут быть использованы для выработки материаловедческих основ создания новых технологий физического осаждения ОЦСИ.

Практическая значимость

Выявленные закономерности изменения состава конденсатов при физическом осаждении керамических покрытий на основе ОЦСИ могут быть использованы для разработки технологических процессов и проектирования технологического оборудования.

Список литературы

1. Доронин О.Н. Исследование структурного состояния и состава керамических покрытий системы Zr-Y-O, полученных методом магнетронного плазмохимического осаждения / Доронин О.Н., Иванов И.М., Бенклян А.С., Артеменко Н.И. // Электromеталлургия. - 2024. - № 10. с. 34-40. DOI: 10.31044/1684-5781-2024-0-10-34-40
2. Качалин Г.В. К вопросу о формировании термобарьерных покрытий методом магнетронного распыления / Качалин Г.В., Медведев К.С., Медников А.Ф., Зилова О.С., Тхабисимов А.Б., Илюхин Д.И., Касьяненко В.А. // Frontier Materials & Technologies. - 2024. - No 4. с. 51–61. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-5.
3. Будиновский С.А. Применение аналитической модели определения упругих механических и термических напряжений в многослойной системе в решении задач по созданию жаростойких алюминидных покрытий / Будиновский С.А. // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2013. - №3(99). с.3-11
4. Физико-химические свойства окислов. Справочник под редакцией чл.-корр. АН УССР Г.В.Самсонова, - издание второе, переработанное и дополненное/ – Москва: Металлургия, 1978. – 472 с.
4. Саркисов Э.С. Окисление циркония при высоких температурах и структура первичных оксидных плёнок / Саркисов Э.С., Чеботарев Н.Т., Невзорова А.А., Зверьков А.И. // Атомная энергия. – 1958, том 5. - вып. 5. https://elib.biblioatom.ru/text/atomnaya-energiya_t5-5_1958/p550/
- 5 Шиманский В.И. Окисление циркониевого сплава, обработанного компрессионными плазменными потоками / Шиманский В.И., Шевелёва В.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2022. - № 4. с. 93-101. DOI: 10.31857/S102809602204015X
6. Шевяков А.Ю. Формирование и эволюция структурно-фазового состояния оксидных пленок сплавов циркония при коррозии во вне реакторных и реакторных условиях: Дисс. на соискание ученой степени кандидата технических наук, Москва 2009. с.131. <https://misis.ru/science/dissertations/2023/3683/>
7. Рожин А.Е, Свойства многослойных затворных структур МОН наностранзисторов, на основе силицидов и диэлектриков с высоким ϵ , полученных методами магнетронного распыления и электронно-лучевого испарения-конденсации: Дисс. на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук, Москва 2023. с.24.
- 8 Андронов А.А. Электронно-лучевоеосаждениепокрытий из циркониевой керамики форвакуумным плазменным источником электронов / Андронов А.А., Золотухин Д.Б., Назаров А.Ю., Окс Е.М., Рамазанов К.Н., Тюньков А.В., Юшков Ю.Г. // Прикладная физика, - 2023, - No5. с.91-95. DOI: 10.51368/1996-0948-2023-5-91-96

УДК 621.9.06

Электронно-лучевой синтез теплозащитных керамических покрытий в форвакуумной области давлений¹

Юшков Ю.Г., Андронов А.А., Золотухин Д.Б., Окс Е.М.,
Тюньков А.В., Зенин А.А.

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники»

Аннотация. В работе представлено описание технологической установки для электронно-лучевого синтеза теплозащитных покрытий на лопатки турбин в форвакуумной области давлений, установка оснащена форвакуумными плазменными источниками электронов на основе самостоятельного тлеющего разряда с полым катодом, и современными системами питания и получения вакуума. Установка используется для получения теплозащитных покрытий толщинами до 300 мкм на основе диоксида циркония и цирконата гадолиния.

Ключевые слова: электронный пучок, форвакуумная область давлений, керамические материалы, теплозащитные покрытия.

Abstract. This paper describes a process setup for electron-beam synthesis of thermal barrier coatings on turbine blades in the forevacuum pressure range. The setup is equipped with forevacuum plasma electron sources based on a self-sustained glow discharge with a hollow cathode, as well as modern power supply and vacuum generation systems. The setup is used to produce thermal barrier coatings up to 300 μm thick based on zirconium dioxide and gadolinium zirconate.

Keywords: electron beam, forevacuum pressure region, ceramic materials, heat-protective coatings

Введение

В последние годы интерес к керамическим теплозащитным покрытиям (ТЗП) неуклонно растёт. Современные газовые турбины и другие высокотемпературные установки функционируют в условиях экстремальных температур, значительных механических нагрузок и агрессивной среды [1-3]. Керамическое покрытие на основе YSZ (стабилизированного оксида циркония) играет роль теплового барьера благодаря своим уникальным теплоизоляционным свойствам.

Зёрна тетрагонального диоксида циркония, стабилизированного

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00029, <https://rscf.ru/project/25-19-00029/>

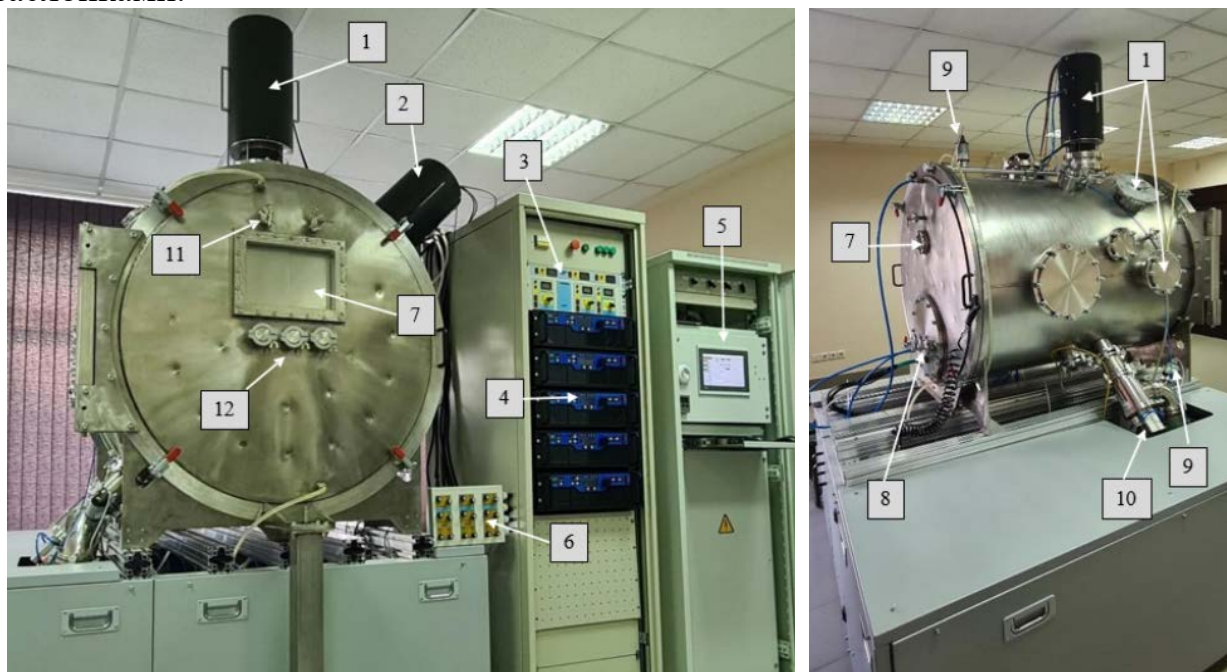
оксидом иттрия (Y_2O_3), предотвращают фазовые превращения и растрескивание при термоциклических нагрузках [4]. Это керамическое покрытие обладает низкой теплопроводностью ($\sim 2,5 \text{ Вт/м} \times \text{К}$), что позволяет значительно снизить температуру на поверхности металлического слоя и защитить его от перегрева [5]. Но для двигателей нового поколения, использующих газовые турбины (с рабочей температурой выше $1500 \text{ }^\circ\text{C}$), стандартный диоксид циркония, частично стабилизированный оксидом иттрия, не подходит, из-за потери фазой стабильности при температуре $1300 \text{ }^\circ\text{C}$. Среди перспективных материалов выделяются пироклорные цирконаты, в частности цирконат гадолиния $Gd_2Zr_2O_7$ (GZO, GdZ, GZ), главным преимуществом которых является отсутствие фазовых превращений вплоть до температуры $2300 \text{ }^\circ\text{C}$ [6]. Цирконат гадолиния – один из материалов, который хорошо известен своей низкой теплопроводностью ($1,2\text{--}1,8 \text{ Вт/(м} \times \text{К)}$) [7] и высокой термической стабильностью, а также имеет значение коэффициента теплового линейного расширения ($10,4 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$), наиболее приближенное к значению $11,5 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ для YSZ [8–11].

Среди многообразия методов получения ТЗП наиболее подходящими по своей структуре [12] и конечным эксплуатационным свойствам [13] для лопаток турбин горячего тракта являются электронно-лучевые методы. В условиях ряда ограничений и запретов с зарубежного пространства, эксплуатация и дальнейшее обслуживание имеющихся столь немногочисленных иностранных установок электронно-лучевого синтеза на территории России сталкивается с рядом трудностей.

Одним из перспективных методов формирования керамических теплозащитных покрытий является испарение керамической мишени электронным пучком в форвакуумной области давлений [14]. Главной особенностью использования источников электронов с плазменным катодом функционирующем в диапазоне повышенных давлений ($1\text{--}30 \text{ Па}$) является пучковая плазма. Формируемая пучковая плазма при прохождении пучка электронов сквозь атмосферу камеры позволяет не только компенсировать заряд, скапливающийся на диэлектрической мишени. Благодаря этой особенности, мощность электронного пучка, требуемая для испарения керамики, кратно снижается до значений в единицы кВт. При этом расход испаряемого материала значительно ниже, чем в высоком вакууме. Следует отметить, что при скорости осаждения покрытия $3\text{--}5 \text{ мкм/мин}$ на формирование слоя толщиной 100 мкм затрачивается десятки грамм испаряемой мишени в отличие от метода EB-PVD, где расход может достигать несколько килограммов [15]. Еще одним преимуществом форвакуумного диапазона давлений является одна ступень откачки, что значительно позволяет сократить время и экономические затраты на оборудование.

Описание установки для электронно-лучевого синтеза теплозащитных покрытий

Установка для электронно-лучевого синтеза теплозащитных покрытий имеет габаритные размеры 2000*2000*2000 мм, вакуумная камера представляет собой цилиндр с двойными стенками, выполнена из материала – 12X18Н10Т, толщиной 5 мм, объём камеры 1 м³, схема установки представлены на рисунке 1. Стенки камеры и двери охлаждаются проточной водой, имеются два смотровых окна из свинцовистого стекла марки ТФ-5 толщиной 10 мм и закалённого стекла толщиной 10 мм, защищенные заслонками.



а

б

Рисунок 1 – Внешний вид установки для электронно-лучевого синтеза теплозащитных покрытий: 1 – электронный источник для прогрева изделий, 2 – электронный источник для испарения мишеней, 3 – блок питания отклонения, фокусировки и развертки пучка, 4 – блоки питания электронных источников, 5 – система контроля и управления вакуумом, манипулятором, охлаждением, 6 – выносной пульт отклонения и фокусировки электронного пучка, 7 – смотровое окно, 8 – система подачи питания и охлаждения для манипулятора, 9 – датчик вакуума, 10 – вакуумный клапан, 11 – термозаслонки смотрового окна, 12 – разъёмы KF40 для диагностического оборудования

На вакуумной камере располагаются 6 фланцев ISO160 для размещения форвакуумных плазменных источников электронов под разными углами, 2 разъёма ISO 250 для возможности подключения высоковакуумных систем откачки, 10 разъёмов KF 40, для размещения вспомогательного и диагностического оборудования. На боковой стенке вакуумной камеры имеются низковольтные вакуумные вводы, предназначенные для электрических измерений. Основные параметры технологической установки представлены в таблице 1.

Основные параметры установки

№	Название параметра	Значение
1	Габариты установки	2000*2000*2000 мм
2	Масса установки	1200 кг
3	Питание установки	напряжение, В 3 х 380
4	Потребляемая мощность (2/5) электронных источников	15 кВт/25 кВт
5	Объём вакуумной камеры	1 м ³
6	Материал вакуумной камеры	12Х18Н10Т
7	Толщина стенки вакуумной камеры	5 мм
8	Охлаждение вакуумной камеры	Проточная вода
9	Система откачки	насос BSV275 и насос Рутса BSJ300L
10	Скорость откачки	1000 м ³ /час
11	Предельный вакуум	0,1 Па
12	Рабочее давление	1-10 Па
13	Рабочий газ	Гелий
14	Выход установки на рабочий режим	5 мин
15	Количество электронных источников	До 5 шт.
17	Скорость нанесения покрытий на основе керамики	0,1 - 30 мкм/мин
16	Расход материала мишени	30 - 300 гр./час
17	Количество изделий, обрабатываемых в едином вакуумном цикле	1 - 4 шт.
18	Толщина покрытия	5 -300 мкм
19	Мониторинг температуры образца	Термопары, пирометры, тепловизор

Установка оснащена форвакуумными плазменными источниками электронов на основе самостоятельного тлеющего разряда с полым катодом, источники являются авторской разработкой научного коллектива Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники [16, 17]. Принцип построения плазменных источников электронов обеспечивает возможность независимого управления током электронного пучка и его энергией. Особенностью транспортировки электронного пучка в области форвакуумного диапазона давлений является генерация плотной пучковой плазмы, концентрация частиц, которой ($10^9 - 10^{11}$ см⁻³) многократно (несколько порядков) превышает концентрацию электронов пучка.

Пучковая плазма позволяет нивелировать существенный недостаток электронных пушек, функционирующих в высоком вакууме. Генерация пучковой плазмы обеспечивает практически полную компенсацию зарядки

поверхности мишени, электрически не проводящей в нормальном состоянии, электронами пучка, тем самым делает возможным ее непосредственную электронно-лучевую обработку, и обеспечивает эффективное испарение [18-20]. Каждый плазменный источник электронов имеет автономный блок электропитания, состоящий из блока разряда марки APEL-HV-3DC-2000-ISO25K, блока ускоряющего напряжения APEL-HV-6DC-20K-1N, и блока автоматического поджига разряда, блоки производства фирмы «Прикладная электроника», блок фокусировки и отклонения (развертки) электронного пучка, которые расположены в отдельной стойке.

Фотографии стойки электропитания и управления вакуумной системой представлены на рисунке 2.

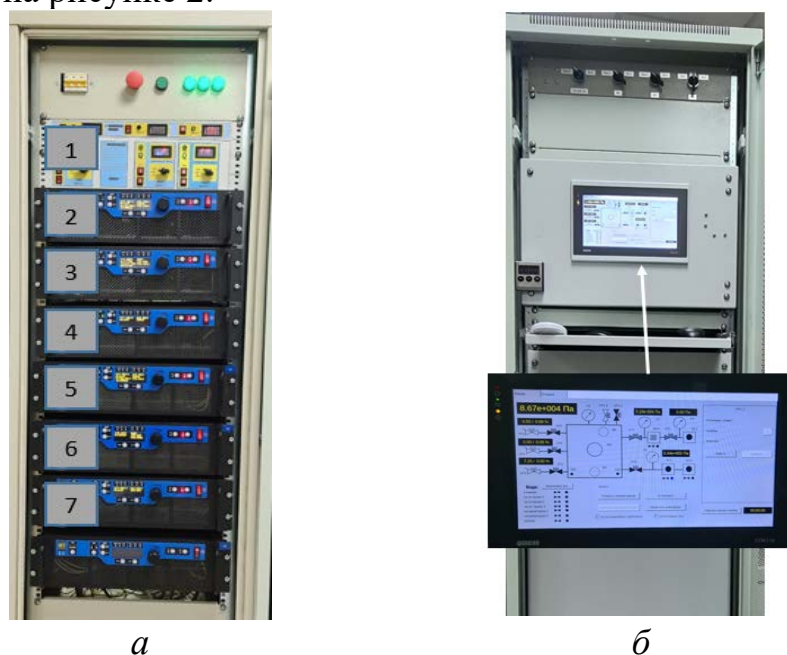


Рисунок 2 – Блоки питания электронных источников (а) и блок управления вакуумом (б).

- 1- блок питания фокусировки и отклонения электронного пучка, 2,5 – источники питания разряда электронных источников, 3,6 – блоки питания ускоряющего напряжения электронных источников, 4,7 – блок автоматического поджига разряда электронных источников

Заключение

Созданная технологическая установка, оснащенная форвакуумными плазменными источниками электронов, используется для синтеза теплозащитных керамических покрытий на лопатки турбин ГТД. Теплозащитные керамические покрытия на основе диоксида циркония и цирконата гадолиния, толщинами до 300 мкм имеют столбчатую структуру, скорости синтеза покрытий составляют до 30 мкм в минуту.

Список литературы

1. Bursich S. et al. The effect of ceramic YSZ powder morphology on coating performance for industrial TBCs // Surface and Coatings Technology. – 2024. – Т. 476. – С. 130270.
2. Cheng T. et al. Experiment and Numerical Simulation on Thermal Cycling Performance of YSZ-Based Sealing Coatings with “Brick-Mud” Layered Structure // Coatings. – 2024. – Т. 14. – №. 3. – С. 351.

3. Erdogan G. Understanding the Sintering Behavior and Its Effect on the Thermal Conductivity of YSZ Coatings for Gas Turbine Applications // *Journal of Aviation*. – 2023. – Т. 7. – №. 2. – С. 204-208.
4. Singh R. G. et al. Effect of thermocycling on the mechanical properties, inorganic particle release and low temperature degradation of glazed high translucent monolithic 3Y-TZP dental restorations // *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*. – 2022. – Т. 136. – С. 105495.
5. Lokachari S. et al. Processing–microstructure–properties of columns in thermal barrier coatings: a study of thermo-chemico-mechanical durability // *ACS Applied Materials & Interfaces*. – 2024. – Т. 16. – №. 8. – С. 10646-10660.
6. Lee K. S., Lee D. H., Kim T. W. Microstructure controls in Gadolinium Zirconate/YSZ double layers and their properties // *Journal of the Ceramic Society of Japan*. – 2014. – Т. 122. – №. 1428. – С. 668-673.
7. Wang H. et al. Grain-size dependent thermal conductivity of Gd₂Zr₂O₇ ceramics // *Ceramics International*. – 2022. – Т. 48. – №. 11. – С. 16444-16448.
8. Jang B.K., Kim S., Oh Y.S. et al. Effect of Gd₂O₃ on the thermal conductivity of ZrO₂–4 mol.% Y₂O₃ ceramics fabricated by spark plasma sintering // *Scripta Materialia*. 2013. Vol. 69. No. 2. P. 165–170.
9. Thermal barrier coating system and materials: pat. 6177200 B1 US, appl. 1.10.98; publ. 23.01.01.
10. Suresh G. et al. Investigation of the thermal conductivity of selected compounds of gadolinium and lanthanum // *Journal of Nuclear Materials*. – 1997. – Т. 249. – №. 2-3. – С. 259-261.
11. Wu J. et al. Low-thermal-conductivity rare-earth zirconates for potential thermal-barrier-coating applications // *Journal of the American Ceramic Society*. – 2002. – Т. 85. – №. 12. – С. 3031-3035.
12. Мубояджян С. А. и др. Высокотемпературные жаростойкие покрытия и жаростойкие слои для теплозащитных покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. – 2013. – №. 1 (26). – С. 17-20.
13. Schulz U., Schmücker M. Microstructure of ZrO₂ thermal barrier coatings applied by EB-PVD // *Materials Science and Engineering: A*. – 2000. – Т. 276. – №. 1-2. – С. 1-8.
14. Климов А. С. и др. Применение форвакуумных плазменных источников электронов для обработки диэлектриков. – 2017.
15. Качанов Е. Б., Тамарин Ю. А. Технология, структура, свойства теплозащитных покрытий рабочих лопаток турбин // *Технология легких сплавов*. – 2010. – №. 2. – С. 16-28.
16. Oks E. M., Burdovitsin V. A., Klimov A. S. Features of ceramic material welding by ribbon electron beam under fore-vacuum pressure // *10th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows*. – 2010. – С. 239-242.
17. Окс Е. М. и др. Форвакуумные плазменные источники электронов. – 2014.
18. Tyunkov A. V. et al. Electron-beam synthesis of ceramic-and boron-based coatings // *Physica Scripta*. – 2023. – Т. 98. – №. 6. – С. 065930.
19. Yushkov Y. G. et al. Forevacuum electron beam plasma synthesis of multilayer metal–ceramic coatings // *Journal of Physics: Conference Series*. – IOP Publishing, 2019. – Т. 1145. – №. 1. – С. 012011.
20. Zenin A. A. et al. Effects of the substrate rotation speed on the structure and uniformity of YSZ coatings fabricated by electron-beam synthesis in the forevacuum pressure range // *High Temperature Material Processes: An International Quarterly of High-Technology Plasma Processes*. – 2025. – Т. 29. – №. 1.

Раздел 3.

Оборудование для электронно-лучевой обработки

Применение проволочного аддитивного электронно-лучевого производства для получения крупногабаритных изделий промышленного назначения¹

Чумаевский А.В.¹, Гурьянов Д.А.¹, Осипович К.С.¹, Семенчук В.М.¹,
Сидоров Е.А.^{1,2}, Кушнарев Ю.В.¹, Колубаев Е.А.^{1,3}

¹ Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, г. Томск, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия

³ Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия

Аннотация. В работе представлены результаты исследований в области получения изделий из сталей, медных, никелевых, алюминиевых, титановых сплавов, композиционных и биметаллических элементов на их основе методом проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии. Показано, что метод проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии является одним из наиболее актуальных для получения изделий из различных металлов и сплавов. Продемонстрированы основные способы формирования изделий, управления структурой, разверткой пучка, энерговоложением в материал и изменения химического состава материалов при печати. Проведенные исследования демонстрируют влияние на организацию структуры и свойства полученных проволочным аддитивным электронно-лучевым производством образцов тепловложения при печати, химического и фазового состава материала, и реакции материала на тепловое воздействие при печати и последующее плавное охлаждение. Свойства материалов после печати преимущественно находятся на уровне литого сплава соответствующего типа, но для ряда материалов требуется проведение термической постобработки.

Ключевые слова: аддитивные технологии, электронный луч, высокопроизводительное производство, алюминиевые сплавы, никелевые сплавы, кобальтовые сплавы, стали, титановые сплавы, медные сплавы.

Abstract. The paper presents research results in the field of producing items from steels, copper, nickel, aluminum, titanium alloys, composite materials, and bimetallic elements based on them using wire-feed electron-beam additive manufacturing. It is shown that the method of wire-feed electron-beam additive manufacturing is one of the most relevant methods for obtaining products made of various metals and alloys. The main ways of forming products, controlling their structure, beam distribution, energy input into the material, and changes in chemical composition of materials during printing are demonstrated. Conducted studies demonstrate the influence of thermal energy input during printing, as well as the chemical and phase composition of the material, and its reaction to thermal exposure during printing and subsequent slow cooling on the

¹ В работе представлены результаты исследований в рамках реализации мероприятий программы развития научного центра мирового уровня «Новые материалы специального назначения», соглашение о предоставлении субсидии от 25 июня 2025 г. № 075-15-2025-589, соглашения о предоставлении из федерального бюджета гранта на проведение крупных научных проектов по приоритетным направлениям научно-технологического развития Минобрнауки России № 075-15-2024-552, при финансовой поддержке Российской Федерации в лице Минобрнауки России (Соглашение от 30.05.2025 № 075-15-2025-459), и гранта Российского научного фонда № 22-19-00578-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00578/>.

organization of the structure and properties of samples obtained through wire-based additive electron-beam production. Material properties after printing generally match those of cast alloys of corresponding types, but some materials require additional post-processing such as heat treatment.

Keywords: additive manufacturing, electron beam, high-performance manufacturing, aluminum alloys, nickel alloys, cobalt alloys, steels, titanium alloys, copper alloys.

В настоящее время интенсивно развиваются технологии аддитивного производства различного типа, основанные на принципиально разных способах введения материала и энергетического воздействия в зону формирования изделия [1-3]. Для высокопроизводительного производства и изготовления крупногабаритных элементов наиболее приемлемыми являются технологии, основанные на применении проволоки в качестве исходного сырья и электрической дуги, лазера или электронного луча в качестве энергетического воздействия [1-5]. Одной из наиболее производительных на данное время в данной области является технология проволочного аддитивного электронно-лучевого производства или ЭЛАП [4-10]. С применением ЭЛАП возможно изготовление деталей из легких алюминиевых и титановых сплавов [4-7], сталей [8-12], никелевых сплавов [13], меди и медных сплавов [14-15], а также композиционных материалов и биметаллических элементов на их основе [16-20]. К преимуществам электронно-лучевого производства можно отнести отсутствие окисления при печати, возможность управления структурой и свойствами материалов в широком диапазоне и высокие механические свойства достаточно сложных в печати металлов и сплавов [13,15]. К отрицательным сторонам технологии относится достаточно сложное осуществление процесса, необходимость использования вакуумной системы и стоимость оборудования. Несмотря на достаточно значимые возможности и перспективы использования электронно-лучевой проволочной технологии она остается на данное время одной из наименее изученных на практике.

Настоящая работа посвящена сопоставлению данных исследований структуры и свойств крупногабаритных образцов из сталей, медных, никелевых, алюминиевых, титановых сплавов, композиционных и биметаллических элементов на их основе, полученных методом ЭЛАП на оборудовании ИФПМ СО РАН (рисунок 1). Печать образцов осуществляли по режимам, подобранным эмпирическим методом. Для печати как моно-, так и биметаллических элементов или композиционных материалов применяли режимы с изначально высоким и экспоненциально снижаемым в дальнейшем токе пучка (рисунок 2). Механические свойства образцов определяли на растяжение в различных направлениях относительно направления печати. Типичные механические свойства образцов, полученных в данном исследовании и в ранее проведенных работах коллективов ИФПМ СО РАН [4-20] приведены в таблице 1.

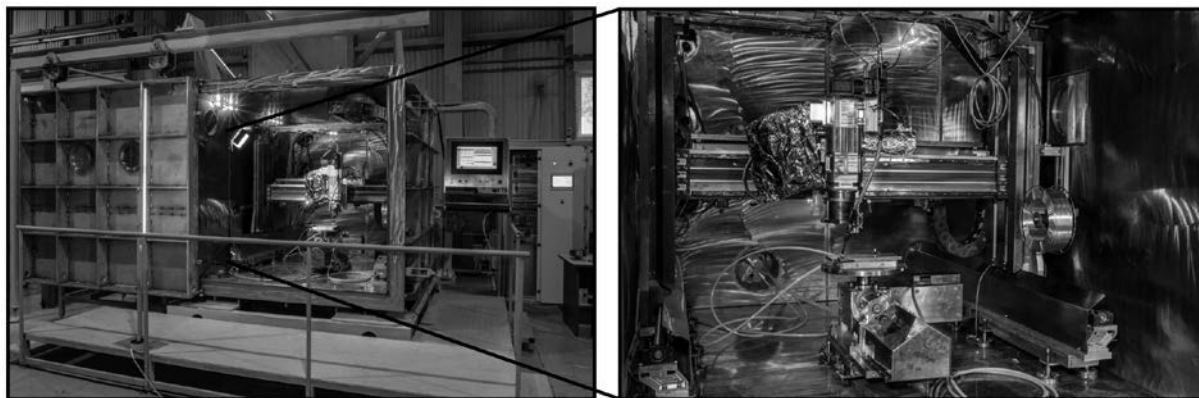


Рисунок 1 – Установка для проволоочного аддитивного электронно-лучевого производства крупногабаритных изделий

Проведенные исследования показывают, что механические свойства полученных материалов находятся на достаточно высоком уровне, соответствующих свойствам металлов и сплавов в литом состоянии (таблица 1). Проведенные исследования показывают, что организация структуры материалов при печати приводит к образованию вытянутых в направлении отвода тепла столбчатых зерен или дендритов. При этом свойства титановых или никелевых сплавов могут значительно отличаться в направлении вдоль или поперек данных зерен. Печать композиционных материалов с использованием двухпроволочной или проволоочно-порошковой технологий позволяет получать отдельные объемы в изделиях или их поверхностных слоях с повышенными механическими свойствами или эксплуатационными характеристиками. При этом свойства и поведение при печати материалов значительно зависят от соответствующих им диаграмм состояния сплавов и могут существенно превосходить свойства входящих в них компонентов (например, композиты БрАМц9-2+Fe-Ni-Cr или ВТ6+Cu). Управление подачей проволок при печати позволяет формировать биметаллические элементы с высокими механическими свойствами (таблица 1) и различным типом структурного градиента [17-20].

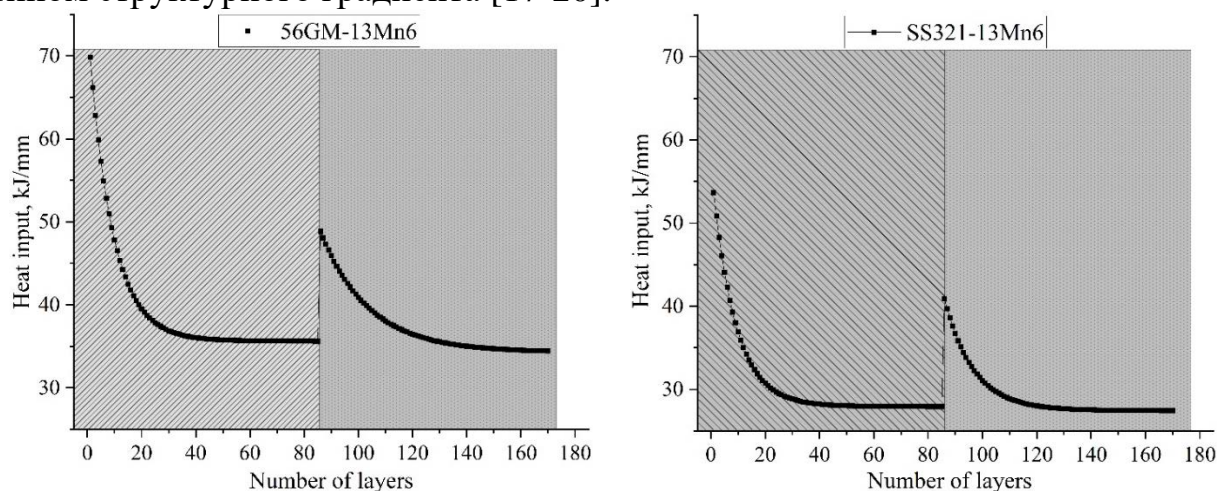


Рисунок 2. Применение экспоненциального снижения тока пучка при получении биметаллического элемента на основе разнородных сталей 56GM-13Mn6 (4X9C2-08Г2С) и SS321-13Mn6 (06X19H9Т-08Г2С)

Таблица 1.

Типичные механические свойства различных металлов и сплавов после печати методом проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии

Сплав/материал/образец	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ , %
Металлы и сплавы*			
Никелевый сплав Udimet500	970	640	5
Никелевый сплав Inconel625	675	375	68
Никелевый сплав Inconel718	750-1030	370-695	30-40
Никелевый сплав ЖС6У	1100	1015	9
Никелевый сплав ЖС32	1115	1025	5
Кобальтовый сплав Stellite6	1160	1100	4
Кобальтовый сплав Stellite12	885	840	6
Титановый сплав ВТ6 (Ti6Al4V)	850-900	750-850	11-18
Алюминиевый сплав АМг5 (5356)	190-195	110-125	16-18
Медь М1 (pure copper)	145-250**	50-105**	24-30**
Бронза БрХ08 (CuCr1)	190-250**	60-65**	20-38**
Бронза БрХЦр (CuCrZr)	150-350*	60-180*	25-50*
Бронза БрАМц9-2 (CuAl9Mn2)	430-450	190-200	47-59
Сталь 12Х18Н9Т / 06Х19Н9Т	440-485	205-220	45-67
Сталь 65GM (4Х9С2)	900-970	590-615	6-19
Сталь 08Г2С (13Mn6)	450-470	160-170	55-56
Композиционные материалы ***			
Композит БрАМц9-2+Fe-Ni-Cr	600-820	300-650	15-45
Композит ВТ6+Cu (Ti-Cu)	900-1650	800-1300	0,1-4,0
Композит БрАМц9-2+Fe-Mn-Si	545-600	200-420	32-46
Композит медь М1+Fe-Ni-Cr	220-500	70-300	23-40
Композит БрАМц9-2+Ni-Cr	520-820	470-750	6-35
Композит БрАМц9-2+Ni-Co-Cr	575-700	490-670	10-40
Биметаллические элементы ****			
БрАМц9-2/09Г2С (вал/втулка)	600-610	440-450	17-28
М1/06Х19Н9Т (емкость)	150-420	40-220	22-33
В95/АМг5 (7075/5356)	290	105	21
В95/АК12 (7075/AlSi12)	180	125	8
АК12/АМг5 (AlSi12/AlMg5)	205	140	10
М1/сталь3 (макет ротора)	220-250	60-170	40-75
56GM-13Mn6 (4Х9С2-08Г2С)	450-830	310-510	5-28
SS321 -13Mn6 (06Х19Н9Т-08Г2С)	465-940	310-640	16-30
М1/Inconel625 (сопло)	390-430	270-305	3-6
БрХ08/Udimet500 (сопло)	220	150	19

* свойства могут быть повышены в том числе с применением термической обработки

** свойства изменяются в зависимости от параметров процесса печати и направления приложения нагрузки

*** механические свойства в зависимости от содержания компонентов композита

**** даны свойства переходной зоны между компонентами биметаллического элемента

Проведенный анализ результатов экспериментальных исследований по организации структуры и свойств металлов, сплавов, композиционных материалов и биметаллических элементов на их основе, полученных методом ЭЛАП, показывает, что при печати свойства полученных изделий в существенной мере зависят от ряда факторов.

В первую очередь свойства материалов определяются кристаллизацией материала в поле теплового градиента при печати. Это обуславливает высокие механические свойства материалов, разработанных для применения в литом дендритном состоянии, например, высоколегированными никелевыми или кобальтовыми сплавами.

Во вторую очередь свойства материалов определяются их структурно-фазовым состоянием и его реакцией на условия печати и последующего плавного охлаждения. Для ряда дисперсно-упрочняемых материалов требуется достаточно длительное старение после изготовления, что приводит к реализации невысоких механических свойств после печати. Это обусловлено избыточным выпадением вторичных фаз при охлаждении или сегрегацией легирующих элементов по границам дендритов при кристаллизации. Такое поведение характерно, например, для никелевого сплава Inconel 625 или бронзы БрХЦр и требует в ряде случаев проведения длительного отжига, для выравнивания химического состава, и последующего старения для выделения упрочняющих фаз. Кроме того, при образовании на основе выделяющихся по границам дендритов элементов различных тугоплавких соединений, например, карбидов, низкие механические свойства полученных образцов могут быть практически не устранимыми даже при проведении термической обработки.

Третьим фактором, определяющим свойства материалов и образцов после печати, является взаимодействие между компонентами композиционного материала или биметаллического элемента, приводящее к образованию новых фаз с твердорастворным, интерметаллидным или зернограничным упрочнением. При получении композиционных материалов интенсивное образование фаз различного типа может приводить к формированию упрочненных поверхностных слоев, высокой твердости материала и повышению его эксплуатационных характеристик. Избыточное образование интерметаллидных фаз при этом может значительно снизить пластичность материала и привести к его охрупчиванию (например, композит ВТ6+Cu). При получении биметаллических элементов на основе компонентов, не образующих интерметаллидных фаз, механические свойства переходной зоны после печати находятся на уровне между свойствами основных компонентов или превосходят его (например, элементы систем Cu-Fe, Cu-Ni). Получение биметаллических элементов, образующих интерметаллидные соединения в зоне структурного градиента, является ограниченным при ЭЛАП за счет хрупкости интерметаллидных прослоек и различий в значениях коэффициента линейного расширения компонентов.

Литература

1. Liu J. Wire and Arc Additive Manufacturing of Metal Components: A Review of Recent Research Developments / J. Liu, Y. Xu, Y. Ge, Z. Hou, S. Chen // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 111, Is. 1. – P. 149–198.
2. Peters M. Titanium Alloys for Aerospace Applications / M. Peters, J. Kumpfert, C.H. Ward, C. Leyens // *Advanced Engineering Materials*. – 2003. – Vol. 5, Is. 6. – P. 419–427.
3. DebRoy T. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224.
4. Utyaganova V.R. Controlling the Porosity Using Exponential Decay Heat Input Regimes during Electron Beam Wire-Feed Additive Manufacturing of Al-Mg Alloy / V.R. Utyaganova, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, A.V. Vorontsov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, D.A. Gurianov, A.V. Chumaevskii, V.E. Rubtsov, S.Y. Tarasov // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 108, Is. 5-8. – P. 2823–2838.
5. Filippov A. Microstructure and Corrosion Resistance of AA4047/AA7075 Transition Zone Formed Using Electron Beam Wire-Feed Additive Manufacturing / A. Filippov, V. Utyaganova, N. Shamarin, A. Vorontsov, N. Savchenko, D. Gurianov, A. Chumaevskii, V. Rubtsov, E. Kolubaev, S. Tarasov // *Materials (Basel)*. – 2021. – Vol. 14, Is. 23. – Art. No. 6931.
6. Utyaganova V. Characterization of AA7075/AA5356 Gradient Transition Zone in an Electron Beam Wire-Feed Additive Manufactured Sample / V. Utyaganova, A. Filippov, S. Tarasov, N. Shamarin, D. Gurianov, A. Vorontsov, A. Chumaevskii, S. Fortuna, N. Savchenko, V. Rubtsov et al. // *Materials Characterization*. – 2021. – Vol. 172. – Art. No. 110867.
7. Chumaevskii A.V. Anisotropy of the Aluminum-Silicon and Aluminum-Magnesium Alloys Properties Produced by Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing / A.V. Chumaevskii, S.Y. Nikonov, A.V. Gusarova, E.O. Knyazhev, A.O. Panfilov, A.P. Zykova, D.A. Gurianov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2022. – Vol. 1261. – Art. No. 020047.
8. Tarasov S.Y. Microstructural Evolution and Chemical Corrosion of Electron Beam Wire-Feed Additively Manufactured AISI 304 Stainless Steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, S.V. Fortuna, G.G. Maier, E.A. Kolubaev // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 803. – P. 364–370.
9. Vorontsov A. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration / A. Vorontsov, S. Astafurov, E. Melnikov, V. Moskvina, E. Kolubaev, E. Astafurova // *Materials Science & Engineering A*. – 2021. – Vol. 820. – Art. No. 141519.
10. Tarasov S.Y. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev, S.G. Psakhie // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 99, Is. 9-12. – P. 2353–2363.
11. Moskvina V.A. Stabilization of austenitic structure in transition zone of “austenitic stainless steel/NiCr alloy” joint fabricated by wire-feed electron beam melting / V.A. Moskvina, E.V. Melnikov, M.Y. Panchenko, G.G. Maier, K.A. Reunova, S.V. Astafurov, E.A. Kolubaev, E.G. Astafurova // *Materials Letters*. – 2020. – Vol. 277. – Art. No. 128321.
12. Panchenko M.Y. The effect of niobium on microstructure and mechanical properties of austenitic crni steel produced by wire-feed electron beam additive manufacturing / M.Y. Panchenko, E.G. Astafurova, V.A. Moskvina, G.G. Maier, S.V. Astafurov, E.V. Melnikov, K.A. Reunova, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev // *Nanoscience & Technology: An International Journal*. – 2020. – Vol. 11, Is. 2. – P. 109–118.
13. Fortuna S.V. Directional Solidification of a Nickel-Based Superalloy Product Structure Fabricated on Stainless Steel Substrate by Electron Beam Additive Manufacturing / S.V. Fortuna, D.A. Gurianov, K.N. Kalashnikov et al. // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2021. – Vol. 52, Is. 2. – P. 857–870.
14. Filippov A. Heat Input Effect on Microstructure and Mechanical Properties of Electron Beam Additive Manufactured (EBAM) Cu-7.5wt.%Al Bronze / A. Filippov, N. Shamarin, E. Moskvichev, N. Savchenko, E. Kolubaev, E. Khoroshko, S. Tarasov // *Materials (Basel)*. – 2021. – Vol. 14, Is. 23. – Art. No. 6948.
15. Osipovich K. Features of Microstructure and Texture Formation of Large-Sized Blocks of C11000 Copper Produced by Electron Beam Wire-Feed Additive Technology / K. Osipovich, A. Vorontsov, A. Chumaevskii, E. Moskvichev, I. Zakharevich, A. Dobrovolsky, A. Sudarikov, A. Zykova, V. Rubtsov, E. Kolubaev // *Materials*. – 2022. – Vol. 15, Is. 4. – Art. No. 814.
16. Zykova A. Aluminum Bronze/Udimet 500 Composites Prepared by Electron-Beam Additive Double-Wire-Feed Manufacturing / A. Zykova, A. Chumaevskii, A. Panfilov, A. Vorontsov, A. Nikolaeva, K. Osipovich, A. Gusarova, V. Chebodaeva, S. Nikonov, D. Gurianov et al. // *Materials (Basel)*. – 2022. – Vol. 15, Is. 18. – Art. No. 6270.
17. Kalashnikov K. Development of a Multimaterial Structure Based on CuAl9Mn2 Bronze and Inconel 625 Alloy by Double-Wire-Feed Additive Manufacturing / K. Kalashnikov, T. Kalashnikova, V. Semenchuk, E. Knyazhev, A. Panfilov, A. Cheremnov, A. Chumaevskii, S. Nikonov, A. Vorontsov, V. Rubtsov et al. // *Metals (Basel)*. – 2022. – Vol. 12, Is. 11. – Art. No. 2048.

18. Filippov A.V. Characterization of Gradient CuAl–B₄C Composites Additively Manufactured Using a Combination of Wire-Feed and Powder-Bed Electron Beam Deposition Methods / A.V. Filippov, E.S. Khoroshko, N.N. Shamarin, N.L. Savchenko, E.N. Moskvichev, V.R. Utyaganova, E.A. Kolubaev, A.Y. Smolin, S.Y. Tarasov // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 859. – Art. No. 157824.

19. Osipovich K. Phase Formation, Microstructure, and Mechanical Properties of Ni-Cu Bimetallic Materials Produced by Electron Beam Additive Manufacturing / K. Osipovich, D. Gurianov, A. Vorontsov, E. Knyazhev, A. Panfilov, A. Chumaevskii, N. Savchenko, S. Nikonov, V. Rubtsov, E. Kolubaev // *Metals (Basel)*. – 2022. – Vol. 12, Is. 11. – Art. No. 1931.

20. Osipovich K.S. Gradient transition zone structure in “steel–copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing / K.S. Osipovich, E.G. Astafurova, A.V. Chumaevskii, K.N. Kalashnikov, S.V. Astafurov, G.G. Maier, E.V. Melnikov, V.A. Moskvina, M.Y. Panchenko, S.Y. Tarasov et al. // *Journal of Materials Science*. – 2020. – Vol. 55, Is. 15. – P. 9258–9272.

Влияние условий электронно-лучевого аддитивного производства на структурно-фазовое состояние титанового сплава ВТ6¹

Шамарин Н.Н., Филиппов А.В.

ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр.
Академический, 2/4, г. Томск, Россия

Аннотация. Данное исследование посвящено проблеме управления структурой и фазовым составом титанового сплава ВТ6, получаемого методом вакуумного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). В работе экспериментально исследовано влияние трех уровней тепловложения (низкое: 0.13 кДж/мм, среднее: 0.16 кДж/мм, высокое: 0.21 кДж/мм) на структурно-фазовое состояние тонкостенных образцов ВТ6, напечатанных из проволоки методом ЭЛАП. Во всех режимах формируется двухфазная ($\alpha+\beta$) структура с преобладанием пластинчатой морфологии и корзиночным плетением. Снижение тепловложения в процессе вакуумного ЭЛАП приводит к значительному увеличению разнообразия морфологии структурных составляющих сплава ВТ6, хотя пластинчатая структура с корзиночным плетением остается преобладающей. Полученные результаты важны для оптимизации режимов ЭЛАП с целью управления микроструктурой и, следовательно, механическими свойствами ответственных изделий из сплава ВТ6.

Ключевые слова: электронный луч, аддитивное производство, титановый сплав, структура, фазовый состав.

Abstract. This study is devoted to the problem of controlling the structure and phase composition of titanium alloy Ti-6Al-4V produced by vacuum electron beam additive manufacturing (EBAM). The effect of three heat input levels (low: 0.13 kJ/mm, medium: 0.16 kJ/mm, high: 0.21 kJ/mm) on the structural and phase state of thin-walled Ti-6Al-4V samples printed from wire by the ELAP method is experimentally investigated. In all modes, a two-phase ($\alpha+\beta$) structure with a predominance of lamellar morphology and basket weaving is formed. A decrease in heat input during vacuum ELAP leads to a significant increase in the diversity of morphology of the structural components of the Ti-6Al-4V alloy, although the lamellar structure with basket weaving remains predominant. The obtained results are important for optimizing ELAP modes in order to control the microstructure and, consequently, the mechanical properties of critical products made of Ti-6Al-4V alloy.

Keywords: electron beam, additive manufacturing, titanium alloy, structure, phase composition.

Введение

Сплав ВТ6 является основным конструкционным титановым сплавом благодаря уникальному сочетанию свойств: высокой удельной прочности,

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных за счет гранта Российского научного фонда (проект № 25-29-00959), <https://rscf.ru/project/25-29-00959/>

отличной коррозионной стойкости и биосовместимости. Эти качества делают его незаменимым в критически важных отраслях: аэрокосмической (детали двигателей, элементы шасси), медицине (имплантаты), энергетике и химическом машиностроении [1–5]. Однако, традиционные методы обработки (ковка и литье) часто ограничены высокой трудоемкостью изготовления геометрически сложных деталей с высокой материалоемкостью [6,7]. Аддитивные технологии (АТ) предлагают решение этой проблемы [8].

Электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) выделяется среди методов АТ для получения заготовок из титана и его сплавов. Ключевые преимущества:

Работа в глубоком вакууме: исключает окисление и газонасыщение (особенно водородом), критически важное для титана, обеспечивая высокую чистоту материала [9,10].

Высокая мощность электронного луча: позволяет эффективно плавить тугоплавкие материалы, включая ВТ6.

Высокая производительность: эффективно формирует массивные детали [11].

Возможность предварительного/сопутствующего подогрева: снижает термические напряжения и риск образования трещин [12].

Высокая энергоэффективность процесса [13].

Эти особенности делают ЭЛАП перспективным методом для производства крупногабаритных, сложных и высоконагруженных компонентов из ВТ6 для ответственных изделий.

Центральным аспектом данного исследования является изучение влияния тепловложения – количества тепловой энергии, вводимой в материал электронным лучом на единицу длины слоя наплавляемого материала. Тепловложение является интегральным параметром, зависящим от силы тока луча, ускоряющего напряжения, скорости сканирования и скорости подачи проволоки [14]. Именно тепловложение в значительной степени определяет:

Температуру и объем расплавленной ванны.

Скорость охлаждения: от скорости охлаждения напрямую зависит формирующаяся микроструктура. Высокие скорости (характерные для АТ) способствуют образованию метастабильных фаз (например, игольчатого мартенсита α' в ВТ6), в то время как более низкие скорости или последующий отжиг приводят к распаду на равновесные $\alpha+\beta$ фазы с различным морфологическим составом (пластинчатая, глобулярная) [3, 15-17].

Градиенты температуры: влияют на термические напряжения и возможную деформацию изделия [8].

Размер зерна: высокое тепловложение часто приводит к коагуляции зерна и росту столбчатых кристаллитов [18].

Фазовый состав: соотношение альфа (α) и бета (β) фаз, их морфология и размеры определяют конечные механические свойства (прочность, пластичность, усталостная долговечность, трещиностойкость) деталей из титановых сплавов [17, 19–21].

В связи с вышесказанным целью работы является исследование влияния тепловложения на структуру и фазовый состав тонкостенных образцов титанового сплава ВТ6, напечатанных с использованием проволоочной вакуумной электронно-лучевой аддитивной технологии.

Материалы и методы

Для проведения экспериментальных исследований методом электронно-лучевого аддитивного производства были напечатаны образцы из проволоки титанового сплава ВТ6 диаметром 1,6 мм. Образцы печатались в виде стенок путем последовательного формирования 32 слоев. Для изменения условий печати варьировалась скорость формирования слоя. За счет этого изменялось тепловложение при печати. Всего рассматривали три режима обеспечивающие: низкое (0,13 кДж/мм), среднее (0,16 кДж/мм) и высокое (0,21 кДж/мм) тепловложение. Низкое тепловложение выбрано экспериментальным путем. Оно является наименьшим при котором достигается стабильная (без визуальных дефектов) печать стенки. Высокое тепловложение также выбрано экспериментальным путем. Его превышение приводит к чрезмерному расплавлению материала и растеканию материала без возможности последующей печати новых слоев.

Анализ структуры выполнен с помощью оптической металлографии на конфокальном микроскопе Olympus LEXT 4100. Для выявления микроструктуры образцы подвергали химическому травлению методом погружения в раствор следующего состава: 12 мл HF, 2 мл HNO₃, 6 мл HCl, 100 мл H₂O. Время травления составило 5 секунд. С помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-8 анализировался фазовый состав образцов.

Результаты и их обсуждение

По данным металлографических исследований выявлено, что микроструктура в напечатанных образцах представлена зернами α и β фаз. Исходя из данных металлографических исследований видно, что ключевыми различиями в структуре являются форма и морфология зеренной структуры.

При низком тепловложении (рисунок 1) также формируется четыре типа структуры. Сплетенные тонкие зерна, небольшие блоки из однонаправленных широких зерен, широкие одиночные зерна, колонии из зерен α фазы. В верхних слоях формируются плетеные зерна шириной $1,3 \pm 0,3$ мкм, а также одиночные зерна шириной $3,7 \pm 0,5$ мкм. В средних слоях преобладают плетеные зерна двух типоразмеров: шириной $1,1 \pm 0,3$ мкм и $2,5 \pm 0,7$ мкм. В нижних слоях преобладают плетеные шириной $1,1 \pm 0,3$ мкм, но также выделяется большое количество широких ($2,5 \pm 0,3$ мкм) зерен, собранных в отдельные блоки. Кроме того, во всех слоях встречаются зерна α фазы, располагающимся по границам зерен.

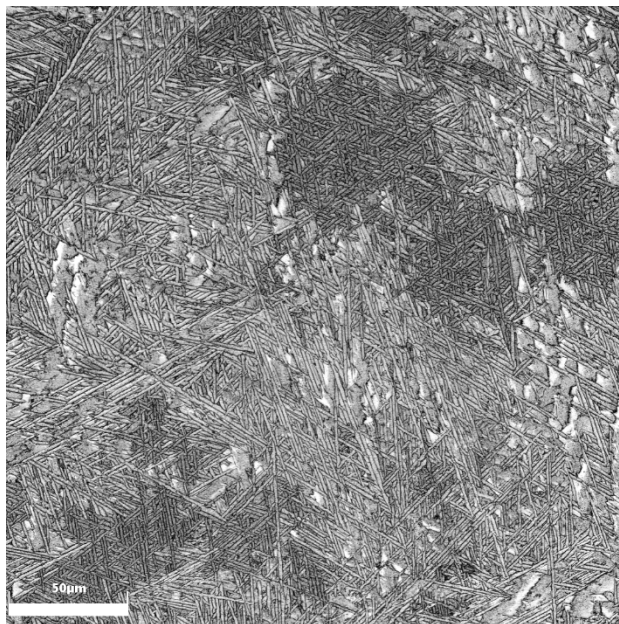


Рисунок 1 – Металлографическое изображение микроструктуры титанового сплава ВТ6, напечатанного с низким тепловложением

При среднем тепловложении (рисунок 2) сформировались четыре типа структуры. Сплетенные тонкие зерна, небольшие блоки из однонаправленных особо тонких зерен, сплетенные широкие зерна и колонии из зерен α фазы. В верхних слоях толщина сплетенных зерен имеет два характерных размера $1,5 \pm 0,3$ мкм и $2,6 \pm 0,5$ мкм. В средних слоях также преобладают сплетенные зерна размером $1,8 \pm 0,2$ мкм и $2,4 \pm 0,6$ мкм. Нижние слои представлены тремя типами зерен. Тонкие сплетенные зерна имеют ширину $1 \pm 0,1$ мкм, широкие сплетенные зерна – $2,8 \pm 0,4$ мкм, а особо тонкие зерна, объединенные в отдельные блоки – $0,7 \pm 0,1$ мкм, зерна α фазы, собранные в колонии, имеют толщину $1 \pm 0,1$ мкм. Колонии зерен α фазы примыкают к зернам α фазы, располагающимся по границам зерен.

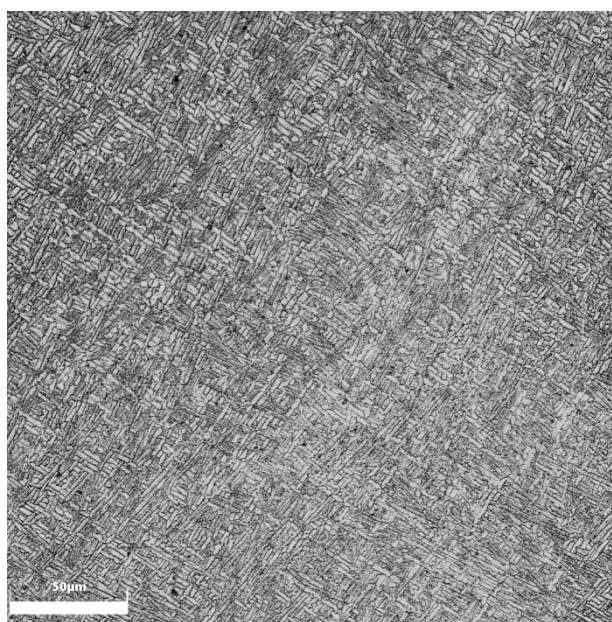


Рисунок 2 – Металлографическое изображение микроструктуры титанового сплава ВТ6, напечатанного со средним тепловложением

При высоком тепловложении (рисунок 3) по большей части исследуемого объема сформировались тонкие зерна пластинчатой формы, которые имеют корзиночное плетение. В верхних слоях толщина зерен имеет два характерных размера $1,5\pm 0,2$ мкм и $2,5\pm 0,5$ мкм. В средних слоях – $1,5\pm 0,3$ мкм и $4,9\pm 0,5$ мкм. В нижних слоях – $1,1\pm 0,2$ мкм и $1,7\pm 0,4$ мкм.

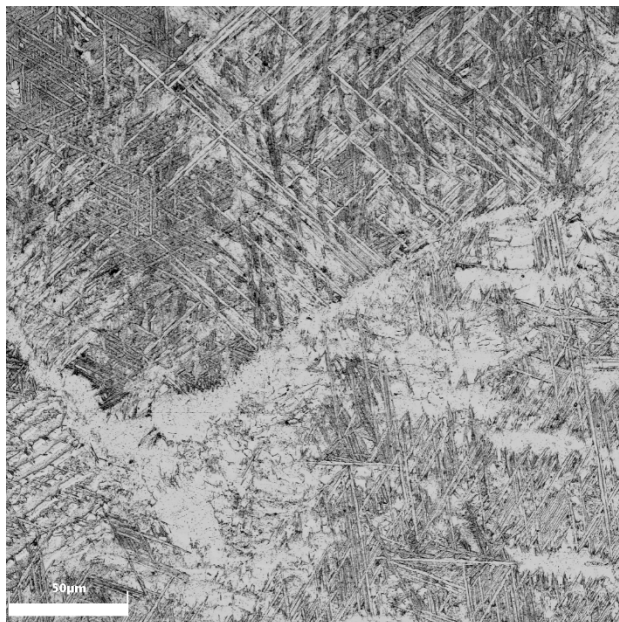


Рисунок 3 – Металлографическое изображение микроструктуры титанового сплава ВТ6, напечатанного с высоким тепловложением

По данным рентгенофазового анализа при низком тепловложении формируется двухфазная структура, состоящая из α и β фаз. При этом рефлекс (211) β фазы выделяется только вблизи угла $2\Theta=71^\circ$. Интенсивность рефлексов α фазы также неравномерная по высоте напечатанной стенки. В нижних и верхних слоях явно преобладает рефлекс (101) α фазы, в то время как в средних слоях он выделяется менее заметно.

При среднем тепловложении β фаза становится более выраженной во всех слоях. Помимо рефлекса (211), высокую интенсивность имеет рефлекс (200) β фазы.

При высоком тепловложении вновь отчетливо преобладает α фаза. Рефлекс (211) β фазы вблизи угла $2\Theta=71^\circ$ наблюдается отчетливо во всех слоях, но его интенсивность невысока. Рефлекс (101) α фазы является преобладающим для всех слоев напечатанного образца.

Выводы

На основе выполненных экспериментальных исследований установлено, что снижение тепловложения способствует образованию большего многообразия в морфологии структуры титанового сплава ВТ6. Тем не менее преобладающей во всех случаях является пластинчатая структура с корзиночным плетением из зерен α и β фаз.

Литература

- 1) Moiseyev V. N. Titanium alloys: Russian aircraft and aerospace applications. – CRC press, 2005. <https://doi.org/10.1201/9781420037678>
- 2) Jackson M. J. Titanium and titanium alloy applications in medicine / Jackson M. J., Kopac J., Balazic M., Bombac D., Brojan M., Kosel, F. // Surgical tools and medical devices – 2016. – P. 475-517. https://doi.org/10.1007/978-3-319-33489-9_15
- 3) Leyens C. Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications. / Leyens C., Peters M. – Wiley-vch, 2006. <https://doi.org/10.1002/3527602119>
- 4) Madhavadas V. A review on metal additive manufacturing for intricately shaped aerospace components / Madhavadas V., Srivastava D., Chadha U., Raj S. A., Sultan M. T. H., Shahar F. S., Shah A. U. M. // Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2022. – № 39. – P. 18–36.
- 5) Nguyen, H. D. A critical review on additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: Microstructure and mechanical properties. / Nguyen H. D., Pramanik A., Basak A. K., Dong Y., Prakash C., Debnath S., ... & Buddhi, D. // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – vol. 18, – P. 4641-4661.
- 6) Bolzoni L. Microstructural evolution and mechanical properties of the Ti-6Al-4V alloy produced by vacuum hot-pressing / Bolzoni L., Meléndez I. M., Ruiz-Navas E. M., Gordo, E. // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – vol. 546. – P. 189-197. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.050>
- 7) Ngo, T. D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges / Ngo T. D., Kashani A., Imbalzano G., Nguyen K. T., Hui D. // Composites Part B: Engineering. – 2018. – Vol. 143. – P. 172–196. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012>
- 8) Zhang D. Metal alloys for fusion-based additive manufacturing / Zhang D., Sun S., Qiu D., Gibson M. A., Dargusch M. S., Brandt M., Qian M., Easton, M. // Advanced Engineering Materials. – 2018. – vol. 20, is. 5. – P. 1700952.
- 9) Zhang L. C. Additive manufacturing of titanium alloys by electron beam melting: a review / Zhang L. C., Liu Y., Li S., Hao Y. // Advanced Engineering Materials. – 2018. – vol. 20. – is. 5. – P. 1700842
- 10) Kolubaev, E. A. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polymetallic materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing / Kolubaev E. A., Rubtsov V. E., Chumaevsky A. V., Astafurova E. G. // Physical Mesomechanics. – 2022. – vol. 25. – is. 6. – P. 479-491.
- 11) Tofail, S. A. Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities / Tofail S. A., Koumoulos E. P., Bandyopadhyay A., Bose S., O'Donoghue L., Charitidis C. // Materials today. – 2018. – vol. 21. – is. 1. – P. 22-37.
- 12) Moheimani S. K. The role of substrate preheating on the microstructure, roughness, and mechanical performance of AISI 316L produced by directed energy deposition additive manufacturing / Moheimani S. K., Iuliano L., Saboori A. // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – vol. 119. – is. 11. – P. 7159-7174. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-08564-4>
- 13) Hiemenz, J. Electron Beam Melting: Electron Beam Melting is a unique prototyping and manufacturing process that can simultaneously reduce costs, weight, and time // Advanced Materials & Processes. – 2007. – vol. 165. – is. 3. – P. 45-47.
- 14) Filippov, A. Heat input effect on microstructure and mechanical properties of electron beam additive manufactured (EBAM) Cu-7.5 wt.% Al Bronze / Filippov A., Shamarin N., Moskvichev E., Savchenko N., Kolubaev E., Khoroshko E., Tarasov, S. // Materials. – 2021. – vol. 14. – is. 22. – P. 6948.
- 15) Lütjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (α + β) titanium alloys // Materials Science and Engineering: A. – 1998. – vol. 243. – is. 1-2. – P. 32-45. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00778-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00778-8)
- 16) Bania, P. J. Beta titanium alloys and their role in the titanium industry // Jom. – 1994. – vol. 46. – is. 7. – P. 16-19. <https://doi.org/10.1007/BF03220742>
- 17) Zykova, A. Microstructural and phase evolution of Ti6Al4V in electron beam wire additive manufacturing and on the subtransus quenching and normalization / Zykova A., Panfilov A., Vorontsov A., Shmakov V., Savchenko N., Gurianov D., Tarasov S. // Materials Science and Engineering: A. – 2024. – vol. 898. – P. 146384. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146384>
- 18) Tao X. Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy repaired by wire-feed electron beam additive manufacturing / Tao X., Han K., Zhang S., Zhu Y., Zhang B., Yao Z., Liu H. // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – vol. 25. – P. 4674-4685
- 19) Sahoo S. Phase-field simulation of microstructure evolution of Ti-6Al-4V in electron beam additive manufacturing process / Sahoo S., Chou K // Additive manufacturing. – 2016. – vol. 9. – P. 14-24
- 20) Hrabec N. Effects of processing on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated using electron beam melting (EBM): orientation and location / Hrabec N., Kircher R., Quinn T. – 2012.
- 21) Cao F A review of the fatigue properties of additively manufactured Ti-6Al-4V / Cao F., Zhang T., Ryder M. A., Lados D. A. // Jom. – 2018. – vol. 70. – is. 3. – P. 349-357.

Подавление анизотропии микроструктуры и свойств при ЭЛАФ в титановом сплаве¹

Шишкин Д.В.¹, Слива А.П.¹, Потапов М.А.¹, Нехорошев А.В.¹,
Безберда А.А.¹

¹ НИУ «МЭИ», Москва, Россия

Аннотация. Показано влияние развертки электронного луча формой «окружность+дуга» при ЭЛАФ титанового сплава ВТ6. Развертка с частотой 7 Гц способствует измельчению β -зёрен и формированию равноосной структуры, что позволяет подавить анизотропию и повысить прочностные характеристики наплавленного материала.

Ключевые слова: ЭЛАФ, титановый сплав ВТ6, анизотропия, развертка электронного луча.

Abstract. The effect of an electron beam oscilation pattern of the "circle + arc" type during electron beam free form fabrication (EBFFF) of VT6 alloy was investigated. The oscilation at a frequency of 7 Hz promotes β -grain refinement and the formation of an equiaxed structure, which helps suppress anisotropy and improve the strength characteristics of the deposited material..

Keywords: electron beam free form fabrication (EBFFF), titanium alloy VT6, anisotropy, electron beam oscilation.

Введение

Развитие аддитивных технологий открывает новые возможности для производства сложных крупногабаритных изделий из металлов и сплавов на их основе. В частности, электронно-лучевое аддитивное формообразование (ЭЛАФ), является такой технологией благодаря высокой производительности, а также высокой степени защиты наплавочной зоны [1-2].

Тем не менее, изделия, полученные методом ЭЛАФ, часто характеризуются формированием столбчатой структуры, что приводит к анизотропии механических свойств [3-5]. Это связано с эпитаксиальным ростом зерен вдоль направления построения детали вследствие выраженного теплового градиента [6]. При повторном подплавлении предыдущего слоя зерна не ограничиваются его высотой и могут прорасти через всю заготовку [7].

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания №FSWF-2023-0016 (Соглашение № 075-03-2023-383 от 18 января 2023 г.) в сфере научной деятельности на 2023–2025 гг.

Существует множество подходов получения изотропных свойств, включая модифицирование, механическую деформацию каждого слоя, применение ультразвука и другие [8-12]. Для ЭЛАФ применение развертки электронного луча с целью подавления анизотропии является наиболее перспективным методом, так как не требует дополнительного оборудования и не приводит к удорожанию процесса. Однако в настоящее время имеются лишь ограниченные сведения о положительном влиянии данного подхода на структуру и свойства наплавленных материалов.

Цель работы – исследовать влияния развертки электронного луча на формирование микроструктуры и механических свойств в наплавленных одиночных стенках из титанового сплава ВТ6.

Методика исследования

Наплавка проводилась на электронно-лучевой сварочной установке ЭЛА-40И с ускоряющим напряжением 60 кВ. Установка оснащена системой подачи проволоки. Наплавлялась проволока из титанового сплава ВТ6 диаметров 1,2 мм на подложку того же сплава толщиной 20 мм. Были наплавлены две одиночные стенки: одна без развертки электронного луча (образец №1), вторая с разверткой электронного луча формой «окружность + дуга» с частотой 7 Гц (образец №2). Одиночные стенки представлены на рисунке 1, а основные параметры режима их наплавки в таблице 1.

Таблица 1 – Основные параметры режима ЭЛАФ

Образец	№ слоя	I_l , мА	I_f , мА	w , м/мин	V , мм/мин	Форма развертки	A_x , мм	f , Гц
№1	1-2	20	Острая	3	250	-	-	-
	3	19						
	4-22	18						
№2	1	19				Острая	3	250
	2	18						
	3	17						
	4-17	16						

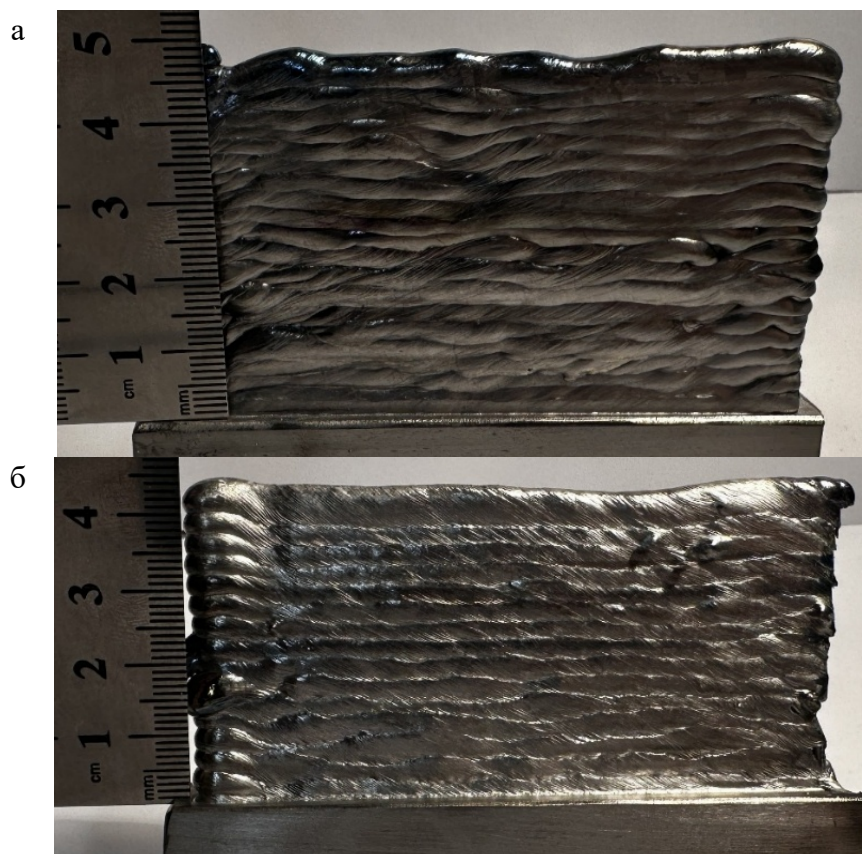


Рисунок 1 – Одиночная стенка, наплавленная без развертки (а) и с разверткой электронного луча (б)

Используемая развертка «окружность + дуга» состоит из двух элементов: малой окружности с амплитудой, равной диаметру проволоки d , и дуги, представляющей собой четверть окружности диаметром $2A_x$, равным двум диаметрам проволоки (рисунок 2).

Движение электронного луча начинается по малой окружности (позиция 1), которая служит для плавления подаваемой проволоки. Затем луч перемещается на позицию 2, где совершает движение по дуге по часовой стрелки, в этом положении он воздействует только на жидкую ванну. Далее луч переходит в позицию 3 и снова совершает кольцевое движение для плавления проволоки. После этого переходит в позицию 4 и повторяет дуговое перемещение, но уже против часовой стрелки, воздействуя исключительно на жидкую ванну.

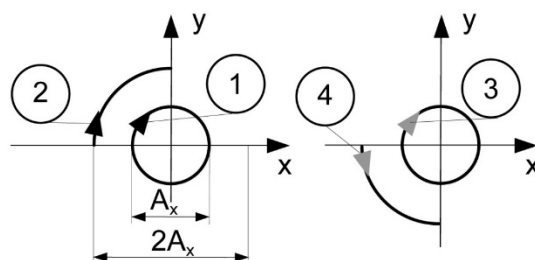


Рисунок 2 – Траектория развертки электронного луча формой «окружность+дуга»

После наплавки из полученных стенок электроэрозионной резкой были изготовлены образцы для исследования макроструктуры, а также образцы для испытаний механических свойств.

Образцы для исследования механических свойств вырезались в двух направлениях – вертикальном (вдоль оси построения детали) и горизонтальные (вдоль оси наплавки валика). Схема выреза и размеры образцов представлены на рисунке 3. Испытания проводились на универсальной сервогидравлической испытательной машине Instron 8801 с максимальной нагрузкой 100 кН.



Рисунок 3 – Схема расположения и размер вырезанных образцов

Образцы для металлографического анализа после выреза подвергались шлифованию и полировке с последующим химическим травлением в растворе с соотношением 1:2:5 HF:HNO₃:H₂O [13] для выявления границ первичных β-зерен. Микроструктура исследовалась с использованием оптического микроскопа Zeiss Axio Observer Z1m.

Влияние развертки на структуру металла оценивалось по продольным шлифам путем измерения средней ширины и высоты первичных β-зерен на различных расстояниях от подложки. Для измерения средней ширины V_{cp} проводились горизонтальные линии на расстояниях 12, 25 и 40 мм от подложки длиной L (рисунок 4). Фиксировалось количество пересечений этих линий с границами β-зерен (отмечены красными линиями), в результате чего получали количество зерен N , пересекаемых заданным отрезком. Отсюда V_{cp} на каждом расстоянии от подложки равнялось:

$$V_{cp} = \frac{L}{N} \quad (1)$$

Для нахождения средней высоты зерна использовались те же самые зерна, что и при оценки средней ширины. Высота отдельного зерна H_i определялась как расстояние между верхней и нижней границей данного зерна (показана синей линией). В тех случаях, когда зерно выходило за пределы шлифа и невозможно было однозначно определить его верхнюю границу, такие зерна исключались из анализа. Таким образом, расчёт

проводился по доступной высоте каждого корректно определенного зерна n . Тогда средняя высота зерна H_{cp} вычислялась как среднее арифметическое по всем зернам, для которых была достоверно определена высота:

$$H_{cp} = \frac{\sum H_i}{n}, \quad (2)$$

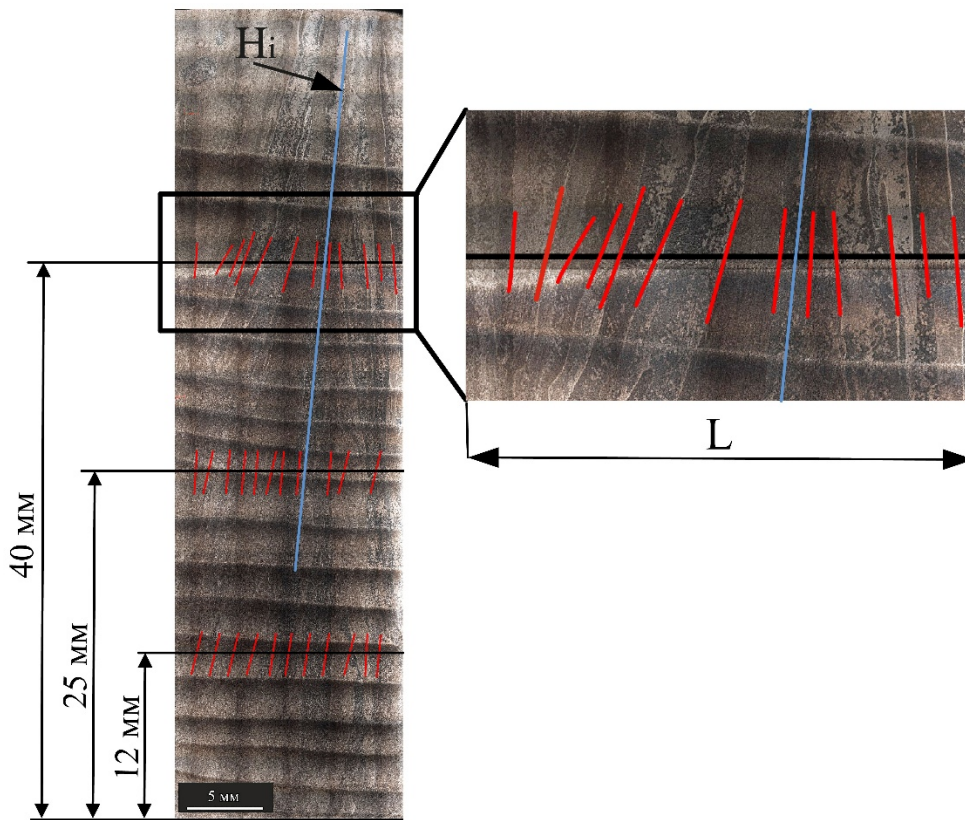


Рисунок 4 – Схема измерения средней ширины и высоты β -зерен, где L - длина отрезка, H_i - высота зерна

Обсуждение результатов

Результаты исследования структуры наплавленных образцов показали, что применение развертки электронного луча формой «окружность + дуга» с частотой 7 Гц приводит к существенному измельчению первичных β -зёрен (рисунок 5). При наплавке без развертки электронного луча средняя ширина зерна на расстоянии 12 мм от подложки составляет 0,71 мм, при этом с увеличением высоты стенки наблюдается укрупнение структуры: на высоте 50 мм средняя ширина зерна достигает 0,95 мм. Длина отдельных зёрен равняется 25 мм, тем самым зерно прорастает через несколько слоёв и не встречает ограничения роста по высоте.

Использование развертки электронного луча изменяет характер роста зёрен. На расстоянии 12 мм от подложки средняя ширина зерна снижается до 0,44 мм и по мере роста заготовки не увеличивается - на высоте 40 мм равняется 0,41 мм. Длина зёрен при этом не превышает 1 мм, что меньше толщины одного слоя равного 2,7 мм. Таким образом, применение развертки позволяет не только уменьшить средний размер β -зерна более чем в два раза

по сравнению с образцами, полученными без развертки, но и ограничить рост зерна одним слоем.

Этот эффект связан с действием развертки, которая способствует подавлению дендритного роста за счет изменения условий кристаллизации. Влияние развертки можно разделить на две составляющие: гидродинамические процессы в хвостовой части наплавочной ванны и изменение тепловых полей в области действия источника [14,15].

Использование низкочастотной развертки формой «окружность + дуга» приводит к увеличению амплитуды колебания жидкого металла в хвосте наплавочной ванны [14]. Это усиливает потоки расплава и приводит к более интенсивному перемешиванию металла в хвостовой части. В результате дендриты подвергаются фрагментации, а образующиеся мелкие фрагменты, попадая в переохлажденную зону, становятся готовыми зародышами кристаллов. Таким образом, развертка увеличивает количество центров кристаллизации, создавая условия для формирования более мелкозернистой структуры.

Вторым важным механизмом формирования мелкозернистой структуры является изменение тепловой картины процесса. Применение развертки «окружность + дуга» приводит к периодическому смещению максимума температур. При наплавке без развертки температурный максимум относительно наплавочной ванны практически статичен, что способствует формированию ярковыраженного теплового градиента [15]. При использовании развертки участок «дуга» приводит к тому, что электронный луч попеременно концентрируется на разных боковых участках жидкой ванны. В результате максимум температуры смещается от одного края ванны к другому в каждом периоде развертки. Это снижает направленность теплового потока, увеличивая вероятность зарождения и роста большего числа зерен в различных направлениях.

Совместное воздействие развертки формой «окружность + дуга» с частотой 7 Гц на гидродинамику расплава и распределение температуры является ключевым фактором формирования структуры. Оно одновременно увеличивает число центров кристаллизации и снижает направленность роста зерна. В результате подавляется эпитаксиальный рост и формируется более мелкая и равноосная структура, что существенно уменьшает анизотропию материала при ЭЛАФ.

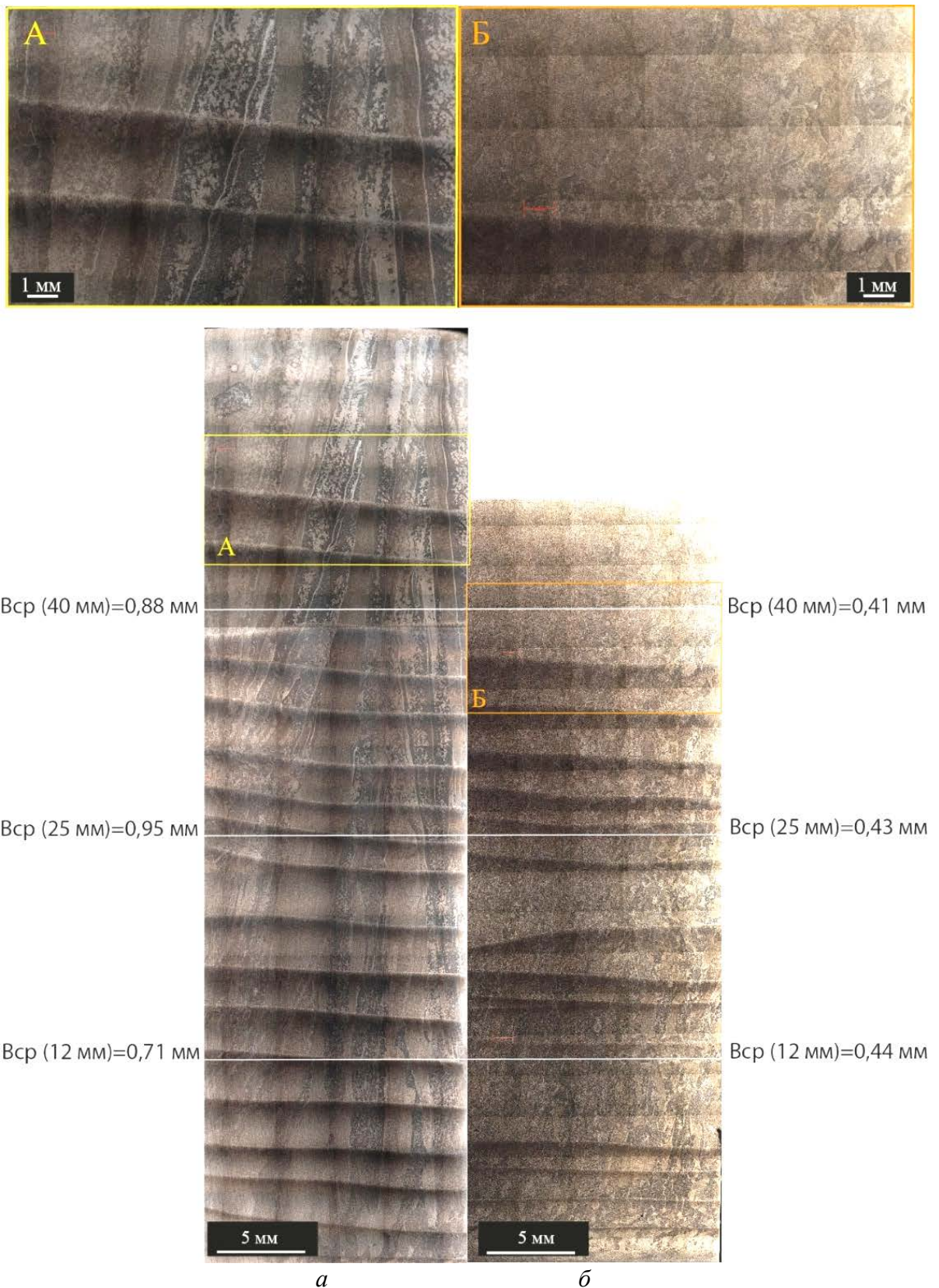


Рисунок 5 – Макроструктура полученных образцов
а – без развертки, б – с разверткой электронного луча

Испытания механических свойств наплавленных стенок показали, что в образцах, полученных без развертки электронного луча, наблюдается

выраженная анизотропия свойств (таблица 2): предел прочности при растяжении составил 788 МПа в вертикальном направлении и 885 МПа в горизонтальном, при этом относительное удлинение равняется 5,4% и 11,8% соответственно.

Применение развертки формой «окружность + дуга» с частотой 7 Гц позволило повысить прочностные характеристики материала и выровнять их по различным направлениям. Для образцов с разверткой предел прочности составил 952 МПа в вертикальном и 940 МПа в горизонтальном направлениях, а относительное удлинение - 14,8% и 12,1% соответственно. Разница свойств в разных направлениях измерений оказалась минимальной, что свидетельствует об отсутствии анизотропии прочностных и пластических характеристик (рисунок б).

Достижение изотропии связано с формированием равноосной структуры при применении развертки электронного луча, что подтверждается результатами металлографического анализа.

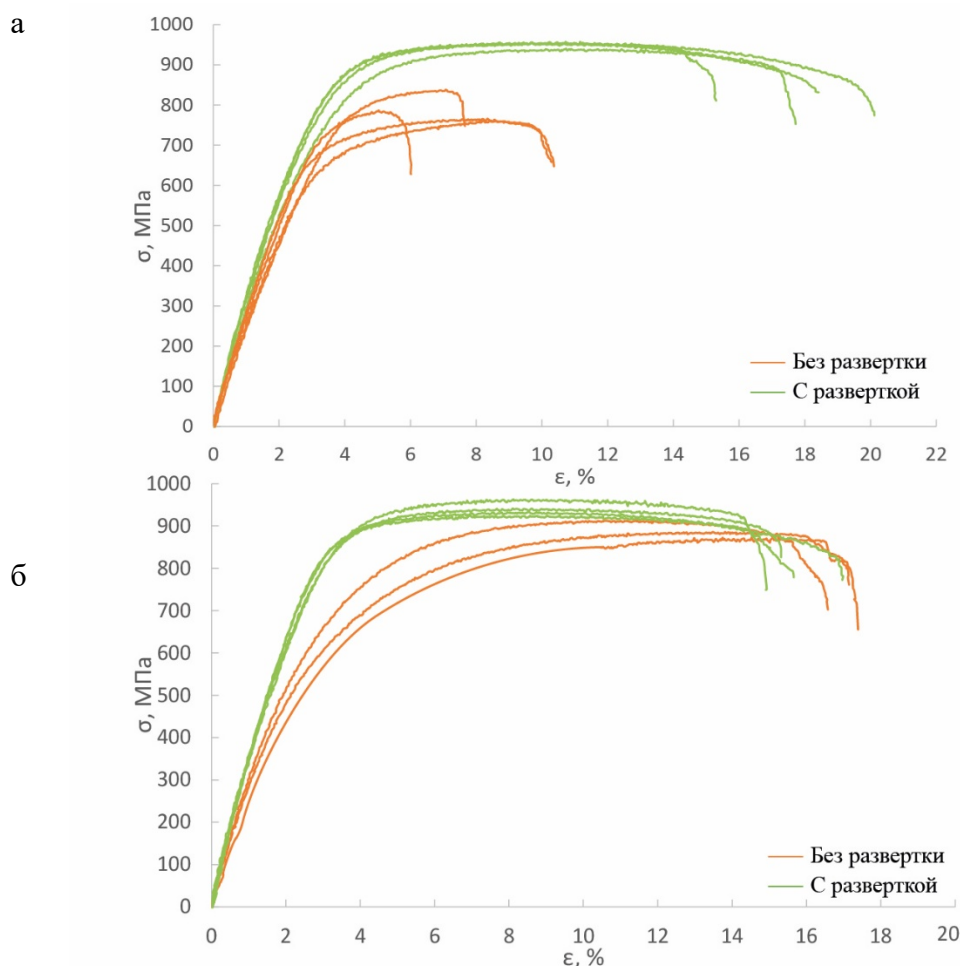


Рисунок б – Диаграммы растяжения вертикальных образцов (а) и горизонтальных (б), направленных с использованием развертки и без

Таблица 2 – Механические свойства наплавленных образцов

Образец	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_p , %	δ_k , %
вертикальные без развертки	788	620	3,7	5,4
горизонтальные без развертки	885	627	8,3	11,8
вертикальные с разверткой	952	660	8,3	14,8
горизонтальные с разверткой	940	643	7,3	12,1

Выводы

Проведенные исследования показали, что применение развертки электронного луча формой «окружность + дуга» с частотой 7 Гц при ЭЛАФ титанового сплава ВТ6 оказывает влияние на микроструктуру и механические свойства одиночных стенок.

Применение развертки приводит к существенному измельчению β -зёрен и ограничению их роста по высоте. Средний размер зерна снижается в два раза с 0,85 мм до 0,43 мм, а высота зёрен становится меньше высоты одного наплавленного валика. Это обусловлено усилением потоков жидкого металла на фронте кристаллизации, приводящие к фрагментации дендритов, а также изменением градиента температур, что размывает приоритетный рост зерна. Данные эффекты способствуют подавлению эпитаксиального роста и формированию равноосной структуры.

Проведённые испытания на растяжение показали, что использование развертки позволяет устранить анизотропию механических свойств. Для образцов, наплавленных без развертки, предел прочности составил 788 МПа в вертикальном и 885 МПа в горизонтальном направлениях, а относительное удлинение — 5% и 12% соответственно, что указывает на выраженную направленность свойств. При применении развертки формы «окружность + дуга» предел прочности увеличился до 952 МПа и 940 МПа, а относительное удлинение — до 14,8% и 12,1% соответственно. Полученные значения свидетельствуют не только о выравнивании характеристик по направлениям за счёт формирования более изотропной микроструктуры, но и об их общем повышении.

Список литературы

1. Dragunov V. K., Goryachkina M. V., Gudenko A. V. et al. Investigation of the optimal modes of electron-beam wire deposition // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering: State-of-the-Art and Perspectives. – Tomsk, 03–07 сентября 2019 г. – Vol. 681. – Tomsk: Institute of Physics Publishing, 2019. – С. 012008.
2. Osipovich K., Kalashnikov K., Chumaevskii A., Gurianov D., Kalashnikova T., Vorontsov A., Zykova A., Utyaganova V., Panfilov A., Nikolaeva A. et al. Wire-feed electron beam additive manufacturing: A review // Metals. – 2023. – Vol. 13, No. 2. – P. 279. – DOI: 10.3390/met13020279.
3. Chumaevskii A., Tarasov S., Gurianov D., Moskvichev E., Rubtsov V., Savchenko N., Panfilov A., Korsunsky A. M., Kolubaev E. Analysis of the structure and properties of as-built and heat-treated wire-feed electron beam additively manufactured (WEBAM) Ti–4Al–3V spherical pressure vessel // Metals. – 2024. – Vol. 14, No. 12. – P. 1379. – DOI: 10.3390/met14121379.
4. Zhang G., Li N. Wire-fed electron beam directed energy deposition of Ti–6Al–2Zr–1Mo–1V alloy and the effect of annealing on the microstructure, texture, and anisotropy of tensile properties // Additive Manufacturing. – 2022. – Vol. 49. – P. 10251.

5. Froend M., Ventzke V. Microstructure by design: An approach of grain refinement and isotropy improvement in multi-layer wire-based laser metal deposition // *Materials Science and Engineering A*. – 2020.
6. Li X., Tan W. Numerical investigation of effects of nucleation mechanisms on grain structure in metal additive manufacturing // *Computational Materials Science*. – 2018. – No. 153. – P. 159–169.
7. Wanjara P., Watanabe K., de Formanoir C., Yang Q., Bescond C., Godet S., Brochu M., Nezaki K., Gholipour J., Patnaik P. Titanium alloy repair with wire-feed electron beam additive manufacturing technology // *Advances in Materials Science and Engineering*. – 2019.
8. Yuan D., Shao S. Grain refining of Ti-6Al-4V alloy fabricated by laser and wire additive manufacturing assisted with ultrasonic vibration // *Ultrasonics Sonochemistry*. – 2021.
9. Bermingham M. J. Effect of trace lanthanum hexaboride and boron additions on microstructure, tensile properties and anisotropy of Ti-6Al-4V produced by additive manufacturing // *Materials Science and Engineering A*. – 2020.
10. Mereddy S., Bermingham M. J. Grain refinement of wire arc additively manufactured titanium by the addition of silicon // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020.
11. Dai G. Grain refinement and columnar-to-equiaxed transition of Ti6Al4V during additive manufacturing via different laser oscillations // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2020.
12. Donoghue, J. The effectiveness of combining rolling deformation with Wire–Arc Additive Manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti–6Al–4V / A.A. Antonysamy, F. Martina, P.A. Colegrove, S.W. Williams, P.B. Prangnell // *Materials Characterization*. – 2016. - №114. – С.103-114
13. Fan Z., Feng H. Study on selective laser melting and heat treatment of Ti-6Al-4V alloy // *Results in Physics*. – 2018. – Vol. 10. – P. 660–664.
14. Шишкин Д. В., Слива А. П., Потапов М. А. Исследование влияния развертки электронного пучка на жидкую ванну при ЭЛАФ // *Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении (ИТММ–2025) : материалы конференции*. – Пермь, 29 сентября – 03 октября 2025 г
15. А.В. Гуденко, А.П. Слива, Д.В. Шишкин, Г.С. Рагозин. Повышение стабильности электронно-лучевого аддитивного формообразования тонкостенных изделий из титановых сплавов // *Вестник ПНИПУ. Машиностроение. Материаловедение*. – 2022. – Т. 24, № 23 – С. 80–91. DOI: 10.15593/2224-9877/2022.3.10

Новые магнитные системы для сварочных пушек

Алякринский О.Н., Болховитянов Д.Ю., Девятайкина Т.А.,
Докутович В.А., Косачев М.Ю., Логачев П.В., Павлюченко В.А., Семенов
Ю.И., Сеньков Д.В., Старостенко А.А., Цыганов А.С.

Институт ядерной физики имени Г.И. Будкера СО РАН
630090, Новосибирск, просп. Академика Лаврентьева, 11, Россия

Аннотация. В статье рассматриваются магнитные системы, требующие сложного 3D моделирования. Приводятся результаты моделирования и экспериментальных испытаний.

Ключевые слова: сварочные электронные пушки, магнитные системы, магнитное зеркало, скрещенные катушки, мультипольные магниты

Abstract. The article discusses magnetic systems that require complex 3D modeling. Results of simulations and experimental tests are presented.

Keywords: welding guns, magnetic systems, magnetic mirror, double-helix magnets, multipole magnets

Введение

Магнитные элементы используются для транспортировки и фокусировки электронного пучка. В сварочных установках применяются такие магнитные элементы как круглые линзы, корректора положения пучка и стигматоры. В нашей работе мы рассматриваем системы, которые требуют трехмерного моделирования. Ранее использование подобных систем было ограничено в связи со сложностью расчета.

Установка с магнитным зеркалом

Магнитное зеркало представляет собой дипольный магнит, в котором электронный пучок описывает петлевую траекторию с поворотом на 270° [1]. Такой поворот позволяет защитить объем электронной пушки от паров обрабатываемого материала, за счет устранения прямой видимости между местом обработки и электронной пушкой. На рис.1 показан вариант камерной установки с магнитным зеркалом. Электронный пучок фокусируется в точке внутри магнитного зеркала. На входе и выходе магнитного зеркала ставятся диафрагмы, которые уменьшают поток газов из рабочей камеры в объем электронной пушки на 3 порядка и полностью устраняют попадание паров обрабатываемого материала.

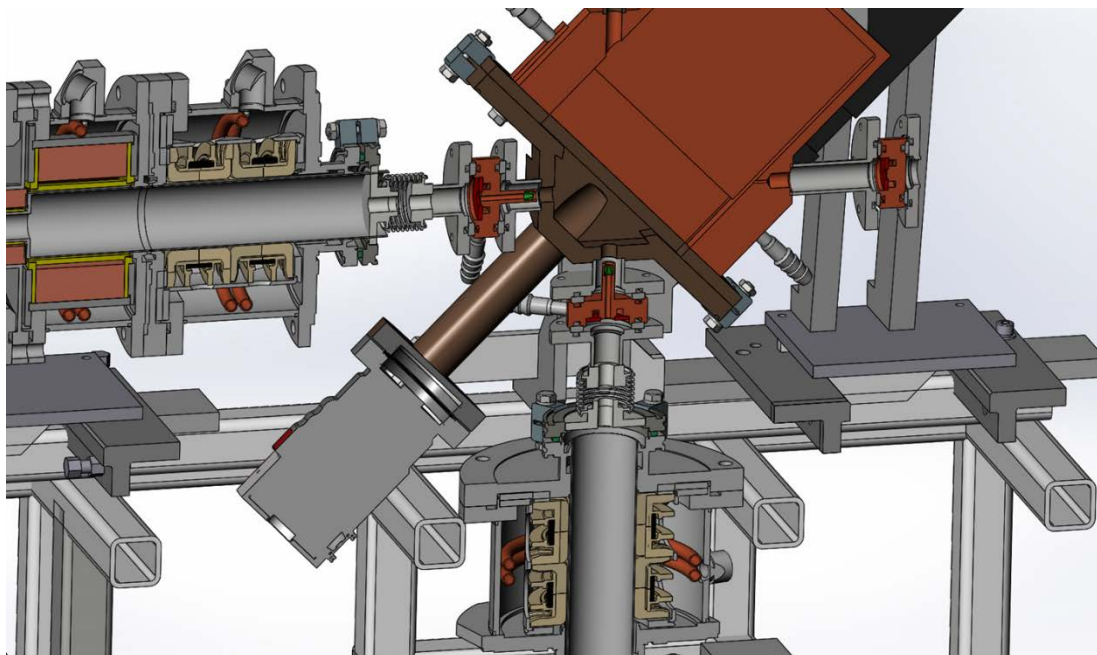


Рис.1. Установка с магнитным зеркалом

Магнитное зеркало

Наиболее простая конструкция магнитного зеркала представляет собой плоский диполь. Траектория электрона в магнитном зеркале показана на рисунке 2.

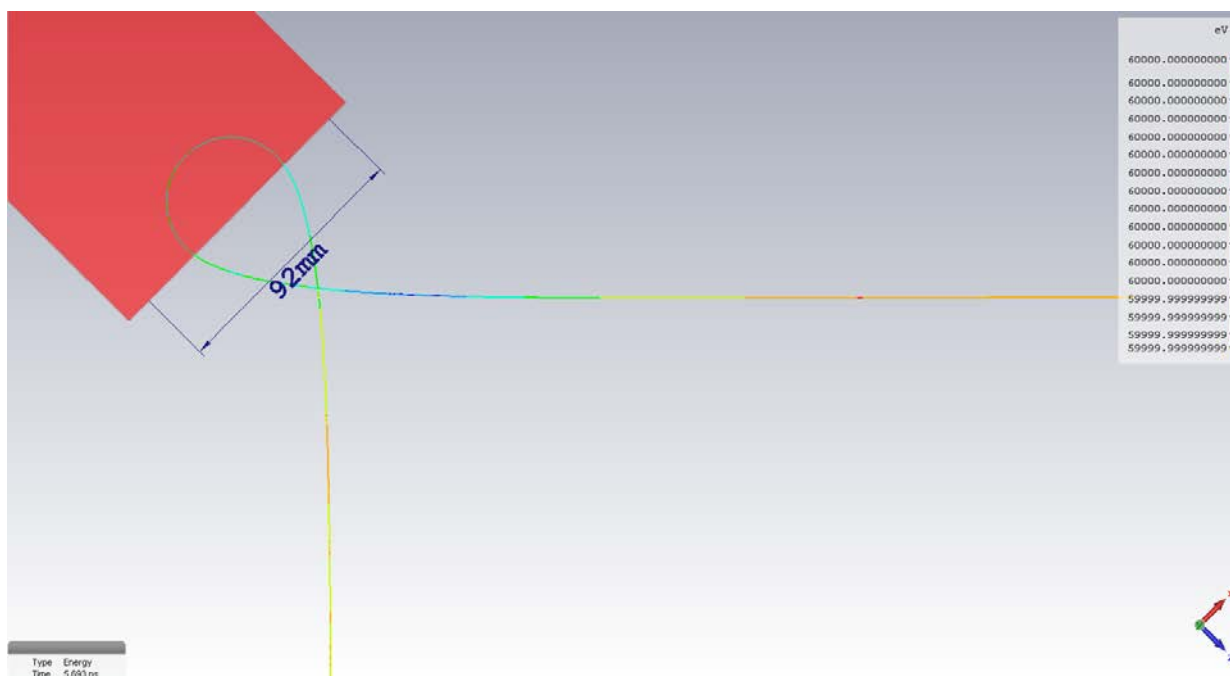


Рис.2. Траектория электрона с энергией 60 кэВ и расстояние между проекциями осей для диполя с зазором 15 мм и полем 370 Гс

Если считать, что магнит достаточно широкий и зависимостью магнитного поля от x можно пренебречь, то расчет параметров траектории может проводиться с помощью 2-х мерного распределения поля, например,

для используемого диполя поле хорошо аппроксимируется аналитическим выражением [2]:

$$b_y|_{y=0} = \frac{1}{1 + e^{E(z)}}, \quad E(z) = \sum_{n=0}^N a_n \cdot \left(\frac{z}{D}\right)^n \quad (1)$$

со значениями a_n , приведенными в таблице ниже.

0	1	2	3	4	5
-1.542	4.447	-2.51	0.808	-0.123	0.007

Уравнения движения можно записать в виде:

$$\frac{dV_x}{dt} = \frac{e}{m} \cdot (B_z V_y - B_y V_z) \quad (2)$$

$$\frac{dV_y}{dt} = \frac{e}{m} \cdot (-B_z V_x) \quad (3)$$

$$\frac{dV_z}{dt} = \frac{e}{m} \cdot (B_y V_x) \quad (4)$$

Глубина проникновения траектории рассчитывается по формуле:

$$r \cdot (1 + \sin(\alpha)) = \int_{z_{\min}}^{\infty} b_y(z) dz \quad (5)$$

где r – магнитный радиус электрона в максимальном поле диполя, α – угол между траекторией на большом удалении от магнитного зеркала и осью z . Выражение для скорости V_x при $y = 0$ можно записать в виде:

$$V_x(z) = V \left(1 - \frac{1}{r} \cdot \int_{z_{\min}}^z b_y(z) dz \right) \quad (6)$$

где V – модуль скорости электрона. Расстояние между проекциями осей:

$$L = 2 \left(\int_{z_{\min}}^{\infty} \left(\frac{V_x(z)}{\sqrt{V^2 - V_x(z)^2}} + \operatorname{tg}(\alpha) \right) dz + z_{\min} \right) \quad (7)$$

Электронный пучок настраивается так, чтобы он проходил точно между полюсами диполя. Для коррекции астигматизма, возникающего за счет краевой фокусировки, используется квадрупольная магнитная линза.

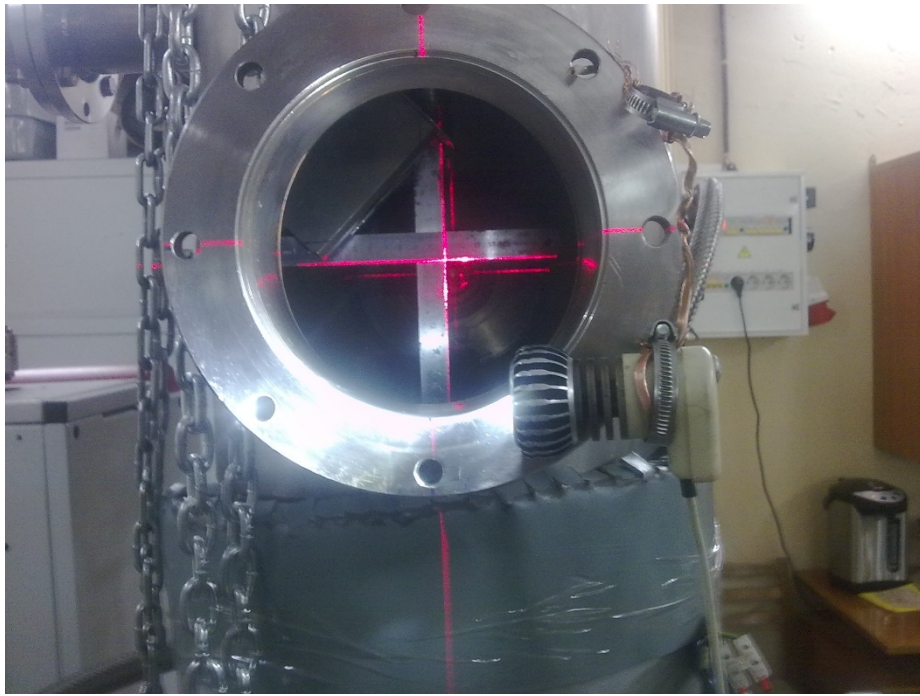


Рис.3. Юстировка магнитного зеркала на постоянных магнитах в вакуумной камере

Рассмотрим условия, при которых не происходит дополнительных искажений (аббераций) в пучке. В этом случае траектории электронов должны быть подобны, т.е.

$$V_y(y, z) = k \cdot V1(z) \quad (8)$$

$$y(z) = k \cdot y1(z) \quad (9)$$

где k – масштабирующий множитель для каждой траектории, $V1$ и $y1$ – единичные решения уравнений движения. Перепишем уравнения движения (2) – (4) с учетом разложения магнитного поля вблизи оси в интегральном виде:

$$V_x = \int \frac{e}{m} \cdot (B_z V_y - B_y V_z) dt \approx V - \frac{e}{m} \cdot B_0 \int_{z_{\min}}^z (b(z) - b''(z) \cdot y^2 / 2) dz \quad (10)$$

$$V_y = -\frac{e}{m} \cdot B_0 \int_{z_{\min}}^z (b'(z) \cdot y - b'''(z) \cdot y^3 / 6) \frac{V_x}{V_z} dz \quad (11)$$

$$V_z^2 = 2 \cdot \frac{e}{m} \cdot B_0 \int_{z_{\min}}^z (b(z) - b''(z) \cdot y^2 / 2) V_x(z) dz \quad (12)$$

Из (8) – (12) следуют условия подобия траекторий в виде:

$$y^2 = 2 \left| \frac{b(z)}{b''(z)} \right| \quad (13)$$

$$y^2 = 6 \left| \frac{b'(z)}{b'''(z)} \right| \quad (14)$$

Таким образом требуется, чтобы размер электронного пучка в магнитном зеркале был достаточно мал, а магнитное поле нарастало плавно. Причем чем более плавное нарастание поля, тем больший размер пучка допустим. В случае магнита без магнитных экранов эти условия означают, что отклонение траектории от центральной плоскости должно быть много меньше зазора между полюсами магнита. Эти условия обуславливают выбор конструкции накамерной установки, в которой точка фокусировки пучка находится в магнитном зеркале, и выбор близкого к линейному распределения магнитного поля в компактной установке.

Экспериментальное исследование аберраций проводилось путем измерения размера пучка щелевым датчиком [3] на токе до 30 мА и путем сравнения проплавов в стальной пластине на большем токе [4]. Результаты измерений показывают, что размер электронного пучка и характеристики проплавов, после прохождения магнитного зеркала, эквивалентны результатам при использовании электронной пушки без поворота, если удовлетворяются условия (13) – (14). В случае, если эти условия не удовлетворяются, например, электронный пучок проходит на существенном расстоянии от плоскости симметрии, то размер пучка значительно возрастает, а глубина проплава сильно уменьшается.

Магнитное зеркало без астигматизма

Компенсация краевой фокусировки может быть осуществлена в магнитном зеркале путем добавления еще одного края и настройки траектории таким образом, чтобы краевые фокусировки компенсировали друг друга. Это позволяет избежать использования квадрупольной магнитной линзы в оптическом тракте. Возможной конструкцией является плоский дипольный магнит, в пластине которого сделан пропил (рис. 4). Размеры магнита рассчитаны на CST studio. Рассчитанное и измеренное распределения магнитной индукции показаны на рис. 5. Экспериментальное исследование влияния на форму электронного пучка проводилось путем прожига фольги после прохождения через магнитное зеркало. При этом образовывались отверстия круглой формы, что говорит об отсутствии астигматизма в электронном пучке.

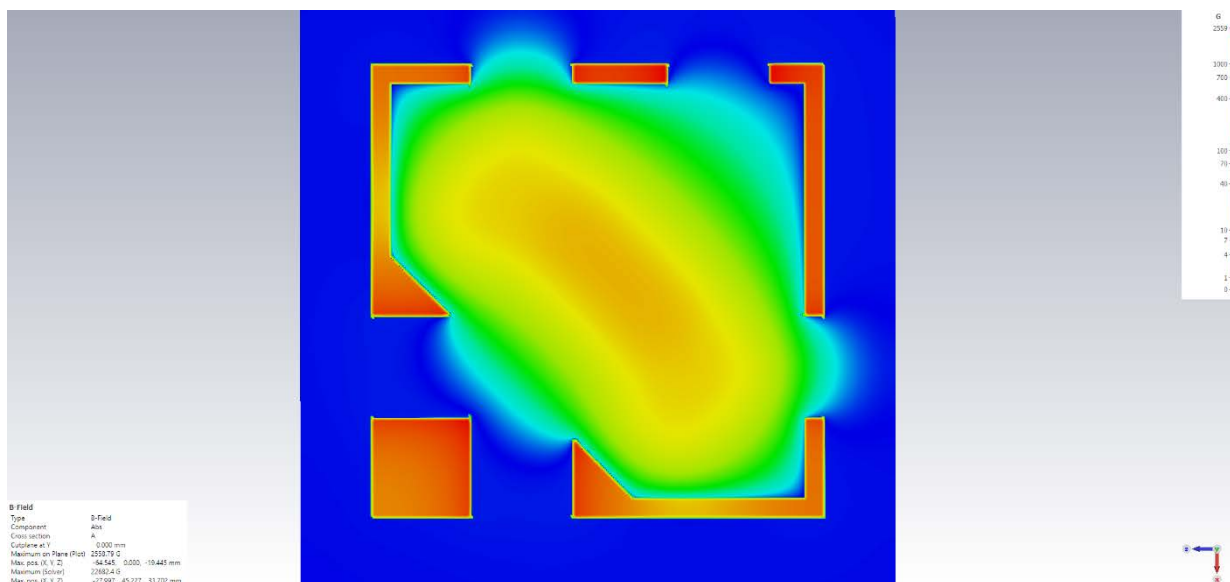


Рис. 6. Распределение индукции магнитного поля в вогнутом магнитном зеркале

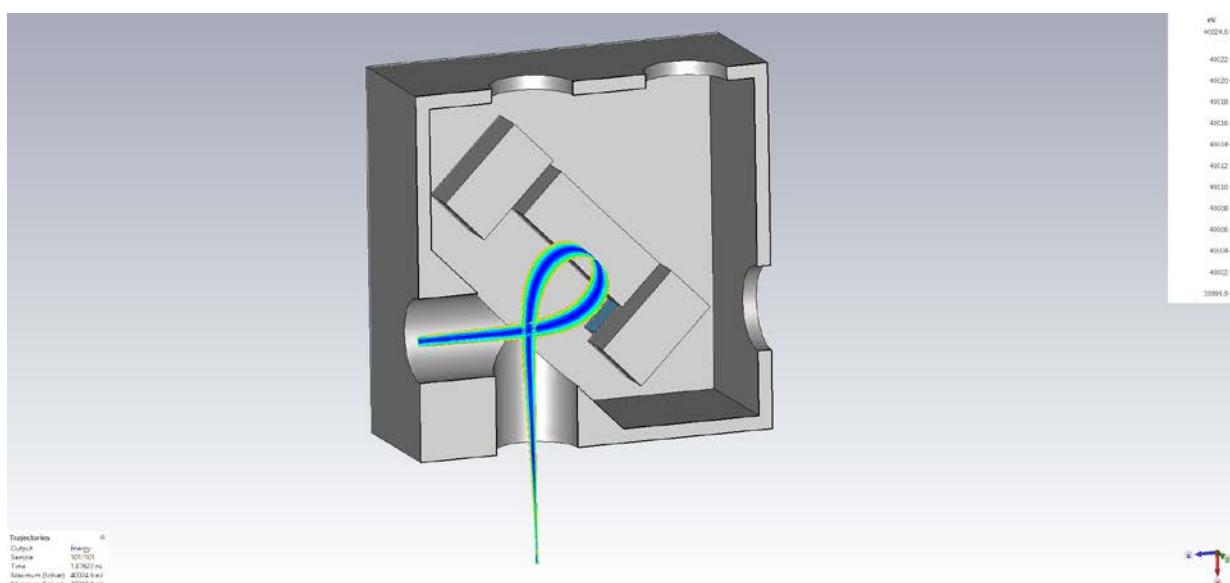


Рис. 7. Конструкция вогнутого магнитного зеркала и траектория электронного пучка

Мультипольная круглая линза

Возможность создания дипольного магнита на основе двух скрещенных соленоидов была показана в работе [5]. В настоящее время такие магниты применяются в ускорительной технике [6, 7, 8]. Используя большее количество катушек можно создавать более сложные элементы. Прототип мультипольной круглой линзы представляет собой 4 скрещенные катушки, намотанные на капролоновый каркас. Чертеж каркаса катушек и изготовленные катушки показаны на рисунке 8.

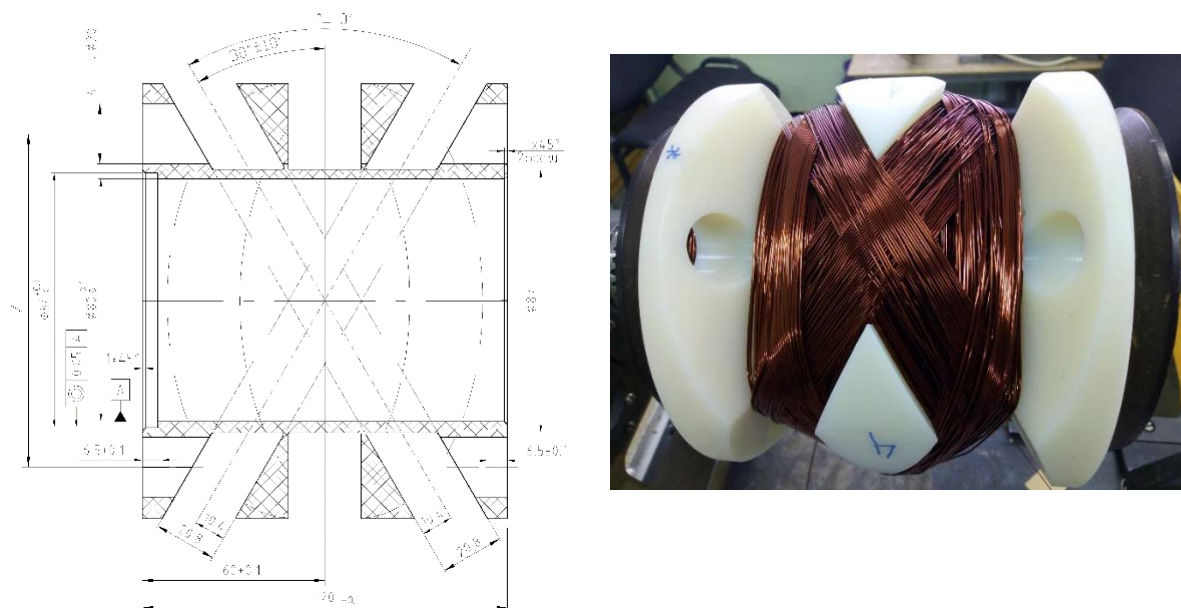


Рис 8. Чертеж каркаса и фотография катушек

Катушки помещены в объем из нержавеющей стали, заполненный софэксиллом для охлаждения катушек во время работы. Измеренные значения сопротивлений и индуктивностей катушек приведены в таблице ниже.

Номер катушки	Сопротивление, Ом	Индуктивность, мГн
1	9.8	14.25
2	9.7	13.92
3	9.8	13.65
4	9.6	14.24

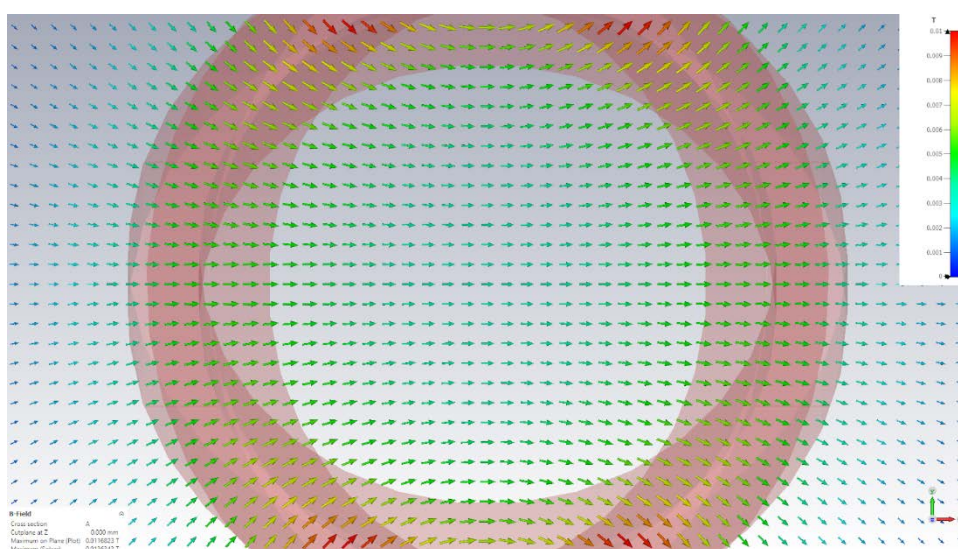


Рис.9. Конфигурация магнитного поля в режиме дипольного магнита

С помощью четырех катушек можно создавать квадрупольный дублет и круглую линзу. На рисунках 9, 10 и 11 показаны конфигурации магнитного

поля при включении катушек в режиме дипольного магнита, квадрупольного дублета и круглой линзы.

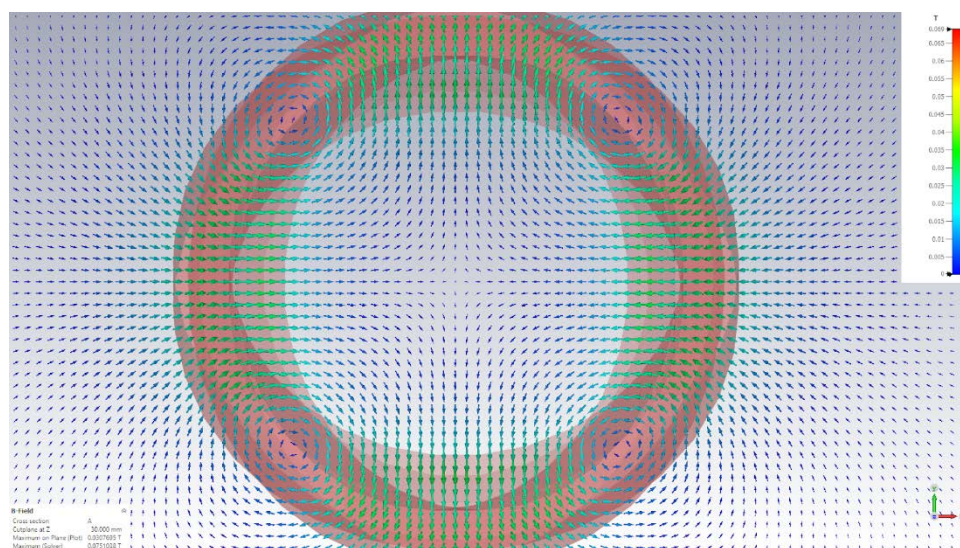


Рис.10. Конфигурация магнитного поля в режиме квадрупольного дублета

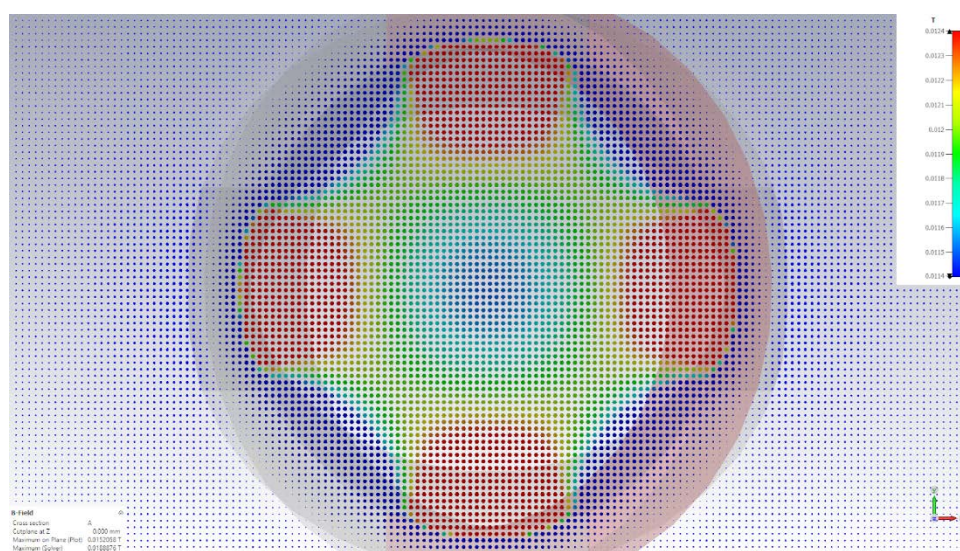


Рис.11. Конфигурация магнитного поля в режиме круглой линзы

При включении в режиме круглой линзы имеется отклонение конфигурации магнитного поля от аксиальной симметрии. Этот эффект приводит к разной фокусировке для разных углов вращения вокруг оси пучка. Как показано на рисунке 12 амплитуда эффекта существенно меньше чем амплитуда сферической аберрации. Поэтому этим эффектом можно пренебречь. Измеренный щелевым датчиком [3] размер электронного пучка, сфокусированного мультипольной линзой, соответствует размеру электронного пучка, сфокусированного обычной круглой линзой.

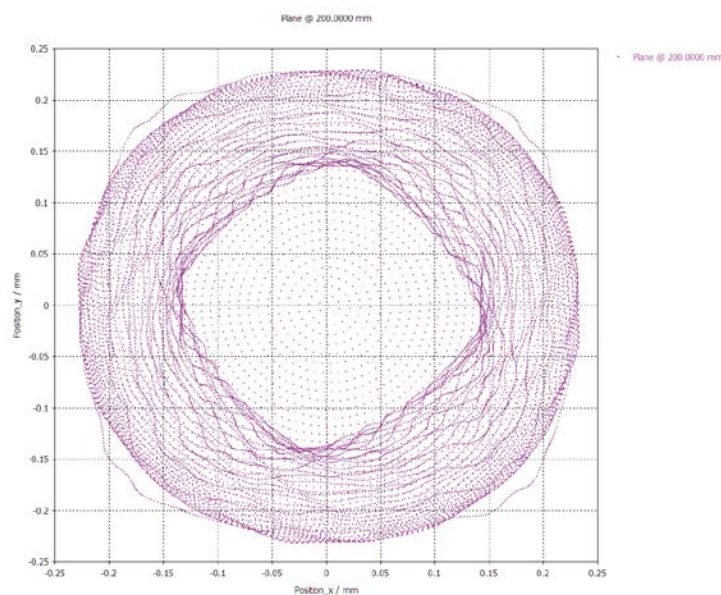


Рис. 12. Профиль электронного пучка в кроссовере при фокусировке электронного пучка скрещенными катушками, включенными в режиме круглой линзы

Такая конструкция позволяет осуществлять фокусировку пучка с одновременной коррекцией положения пучка и астигматизма.

Заключение

Электронно-лучевая сварка используется в промышленности десятки лет. Используемые конструкции магнитных систем мало изменились за это время. Текущий уровень развития методов расчета электронных пучков позволяет эффективно использовать более сложные магнитные системы. В нашей статье мы привели примеры систем, которые требуют трехмерного расчета, но при этом технологически просты и могут быть полезны в сварочных технологиях. Результаты проведенных исследований показывают совпадение экспериментальных и расчетных результатов на уровне 5 – 10 %, что достаточно для практических применений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. В.М.Кельман, М.И.Корсунский, Ф.Ф.Ланге. «Магнитное электронное зеркало», ЖЭТФ 1939, т.9, вып.6, 1939
2. Н. А. Enge, Focusing of Charged Particles, edited by A. Septier (Academic Press, New York, 1967), Vol. 2, pp. 203–264.
3. Ю.И. Семенов, О.Н. Алякринский, Т.А. Девятайкина, М.Ю. Косачев. Измерение распределения плотности тока электронного пучка электронно-лучевой сварки по его поперечному сечению // Журн. Сиб. федер. ун- та. Техника и технологии, 2023, 16(8). С. 922–931. EDN: MQXIEM
4. Алякринский О. Н., Батазова М. А., Болховитянов Д. Ю., Косачев М. Ю., Логачев П. В., Медведев А. М., Семенов Юрий Игнатьевич, Сизов М. М., Старостенко А. А., Цыганов А. С. Прототип источника электронов с магнитным поворотом пучка для электронно-лучевых технологий // НП. 2019. №1. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/prototip-istochnika-elektronov-s-magnitnym-povorotom-puchka-dlya-elektronno-luchevyih-tehnologiy>
5. D.I. Meyer, R. Flasck, A new configuration for a dipole magnet for use in high energy physics applications, Nuclear Instruments and Methods, Volume 80, Issue 2, 1970, Pages 339-341, ISSN 0029-554X, [https://doi.org/10.1016/0029-554X\(70\)90784-6](https://doi.org/10.1016/0029-554X(70)90784-6).

6. C. L. Goodzeit, M. J. Ball and R. B. Meinke, "The double-helix dipole - a novel approach to accelerator magnet design," in *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, vol. 13, no. 2, pp. 1365-1368, June 2003, doi: 10.1109/TASC.2003.812672.
7. R. B. Meinke, C. L. Goodzeit and M. J. Ball, "Modulated double-helix quadrupole magnets," in *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, vol. 13, no. 2, pp. 1369-1372, June 2003, doi: 10.1109/TASC.2003.812674.
8. S. Caspi et al., "Design, Fabrication, and Test of a Superconducting Dipole Magnet Based on Tilted Solenoids," in *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, vol. 17, no. 2, pp. 2266-2269, June 2007, doi: 10.1109/TASC.2007.899243.

Система визуализации на основе анализа тока отраженных электронов и алгоритмы цифровой обработки изображений для мониторинга электронно-лучевой сварки¹

Капустин В.В., Мусихин И.Д., Мовчан А.К., Курячий М.И., Забуга С.А., Захлебин А.С., Каменский А.В.

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники», г. Томск, Россия

Аннотация. В работе представлены результаты разработки и испытаний системы технического зрения «ЛУЧ», предназначенной для визуализации поверхности в процессе электронно-лучевой сварки на основе регистрации тока отраженных электронов. Описана архитектура системы, включающая входной аналоговый тракт, цифровой блок формирования видеопотока и специализированное программное обеспечение для приема и обработки видеопотока. Разработан и протестирован комплекс алгоритмов цифровой обработки изображений, включающий спектральную фильтрацию на основе быстрого преобразования Фурье для подавления периодических помех, фильтр Винера для восстановления размытых изображений и рекурсивно-сепарабельные фильтры для повышения их четкости. Экспериментально подтверждена эффективность предложенных методов для мониторинга поверхности в реальном времени.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, мониторинг, визуализация, отраженные электроны, система технического зрения, цифровая обработка изображений, фильтр Винера, рекурсивно-сепарабельные фильтры, подавление помех.

Abstract. A specialized machine vision system named "LUCH" has been developed and tested for in-process visualization of surfaces in electron beam welding environments, utilizing a backscattered electron detector. This paper details the system's architecture, which consists of an analog input circuit, a digital video formation block, and custom software for receiving and processing video data. The core of the work is a comprehensive digital image processing pipeline, which was implemented and experimentally validated. This pipeline includes FFT-based spectral filtering to eliminate periodic noise, Wiener filtering for deblurring, and recursive-separable filters to improve image clarity. The experimental findings demonstrate the system's capability for effective real-time surface observation.

Keywords: electron beam welding, monitoring, visualization, reflected electrons, technical vision system, digital image processing, Wiener filter, recursive-separable filters, noise suppression.

Введение

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) занимает важное место в современных производственных процессах, особенно при соединении

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных по договору № ОС-24/56 (х/д 21/24) «Разработка системы технического зрения для формирования изображения поверхности сварного шва в установках электронно-лучевой сварки» между ФГАОУ ВО «ТУСУР» и ООО «НПК ТЭТА»

тугоплавких, химически активных и разнородных материалов [1]. Высокая концентрация энергии в пятне электронного пучка позволяет формировать глубокие и узкие швы с минимальной зоной термического влияния. Однако для обеспечения стабильного качества сварных соединений необходим эффективный контроль технологического процесса в реальном времени [2, 3].

Традиционные оптические методы визуализации в условиях вакуумной камеры ЭЛС имеют существенные ограничения, связанные с засветкой от области сварки, наличием брызг расплавленного металла и невозможностью наблюдения за формированием корня шва [4, 5]. В этой связи перспективными являются методы, основанные на регистрации вторичных эффектов взаимодействия электронного пучка с материалом, в частности, анализа тока вторичной электронной эмиссии и отраженных электронов [6, 7].

Данный метод предполагает сканирование поверхности сфокусированным электронным лучом малой мощности и регистрацию изменений тока отраженных электронов, зависящего от рельефа поверхности, химического состава материала и локальных электрических полей [8, 9]. Однако формируемые изображения характеризуются низким отношением сигнал/шум, подвержены влиянию электромагнитных помех и искажаются из-за конечной апертуры сканирующего луча.

Целью данной работы является исследование возможностей метода отраженных электронов для визуализации поверхности при ЭЛС и разработка комплекса алгоритмов цифровой обработки изображений для подавления помех и повышения информативности видеопотока. В качестве тестового объекта использована монета номиналом 10 копеек.

Система визуализации

Для визуализации внутреннего пространства установки ЭЛС была разработана система технического зрения (СТЗ) «ЛУЧ», которая основана на методе считывания тока отраженных электронов с коллектора. Все изображения, представленные в данной работе, получены с использованием экспериментального образца СТЗ «ЛУЧ». Структурная схема СТЗ приведена на рисунке 1.

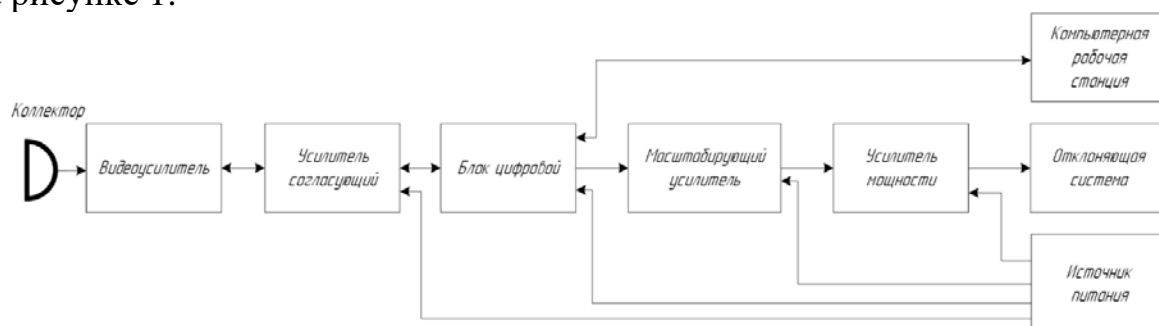


Рисунок 1 – Структурная схема СТЗ «ЛУЧ»

Основными узлами СТЗ являются:

– входной аналоговый тракт для преобразования и усиления сигнала с коллектора, пропорционального току вторичных электронов;

– цифровой блок для оцифровки аналогового сигнала, формирования сигналов развертки и передачи видеопотока по Ethernet;

– масштабирующий усилитель для управления отклоняющей системой.

Система имеет возможность работы в нескольких режимах разверток для получения изображения различного разрешения. Режимы разверток представлены в таблице 1.

Таблица 1

Типы развёрток		
Разрешение, пикс×пикс	Частота кадров, кадр/с	Тип развёртки
720×576	24	Пилообразная
800×600	24	Пилообразная
800×1024	24	Пилообразная
1024×1024	24	Треугольная

При испытаниях системы были подтверждены следующие параметры:

- частота кадров видеопотока: 24 кадра/с;
- отношение сигнал/шум: 46,2 дБ;
- дальность передачи видеоданных по витой паре: не менее 88 м;
- пропускная способность интерфейса: 236 Мбит/с;
- динамический диапазон: >32 768 уровней;
- коэффициент геометрических искажений: <0,13 %;
- чувствительность по входному току: <1 мкА.

Для приема, отображения и обработки видеопотока разработано специализированное программное обеспечение (ПО) для рабочей станции оператора. ПО обеспечивает прием видеопотока в реальном времени, управление параметрами цифрового блока, выделение регионов и линий интереса, расчет характеристик изображения (яркость, контраст, отношение сигнал/шум), а также реализует комплекс алгоритмов предобработки и фильтрации, включая усреднение, изменение яркости/контраста, нерезкое маскирование, медианную фильтрацию, спектральную фильтрацию на основе БПФ, фильтр Винера и рекурсивно-сепарабельные фильтры. Программа обладает графическим интерфейсом и обеспечивает обработку видеопотока с частотой 24 кадра/с, что соответствует требованиям реального времени.

Метод визуализации основан на сканировании поверхности свариваемого изделия сфокусированным электронным лучом. При бомбардировке поверхности пучком электронов часть частиц рассеивается обратно в виде упруго отраженных электронов, а другая часть выбивает из материала вторичные электроны [7, 8]. Суммарный ток этих электронов регистрируется коллекторным электродом, расположенным в вакуумной камере.

Сигнал модулируется топографией поверхности, химическим составом материала и локальными электрическими полями. При сканировании по растру формируется двумерная карта распределения тока, которая после усиления и оцифровки преобразуется в изображение поверхности.

Алгоритмы цифровой обработки видеопотока

Экспериментальные исследования на различных установках ЭЛС позволили выявить ключевые факторы, ухудшающие качество формируемого изображения [10, 11].

1. Апертура электронного луча. Сканирующий луч имеет гауссово распределение плотности тока с диаметром на полувысоте 200–500 мкм [12], что приводит к пространственному размытию изображения.

2. Электромагнитные помехи от импульсных источников питания, ШИМ-контроллеров приводов и пульсаций высоковольтных источников [13].

Для повышения качества изображений был разработан комплекс алгоритмов их цифровой обработки [14].

Подавление периодических помех в частотной области. Для борьбы с периодическими помехами был применен метод спектральной фильтрации на основе быстрого преобразования Фурье (БПФ). Алгоритм включает преобразование кадров в частотную область, идентификацию и обнуление пиков, соответствующих помехе, и их обратное преобразование. Эксперименты на реальной установке ЭЛС показали высокую эффективность методов обработки (рисунок 2).

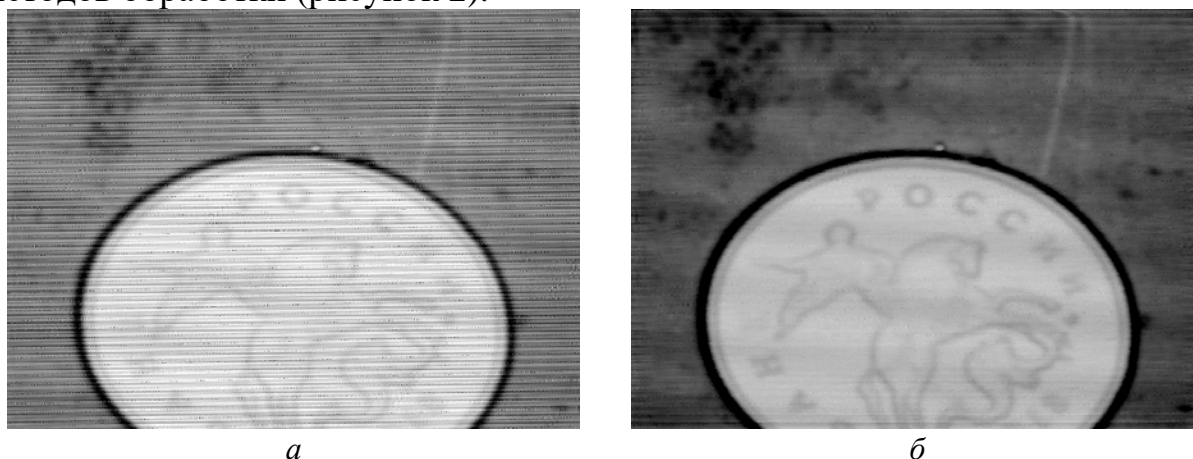


Рисунок 2 – Пример периодической помехи на изображении: а) исходное изображение с выраженными помехами по причине модуляции тока луча; б) изображение после спектральной фильтрации

Восстановление смазанных и расфокусированных изображений. Размытие изображения из-за конечной апертуры луча может быть смоделировано операцией свертки:

$$B(x, y) = I(x, y) * h(x, y) + n(x, y) \quad (1)$$

где $I(x, y)$ – исходное изображение,
 $h(x, y)$ – функция рассеяния точки (ФРТ),
 $n(x, y)$ – шум.

Для решения обратной задачи были исследованы алгоритмы [15, 16].
– инверсная фильтрация (эффективна только при высоком отношении сигнал/шум);

– фильтр Винера [17] – оптимальный фильтр для случая известной ФРТ;

– алгоритм Люси-Ричардсона [18] – итерационный метод максимального правдоподобия;

– регуляризация по Тихонову [19];

– метод слепой деконволюции [20].

Фильтр Винера (рисунок 3) при экспериментальных испытаниях показал наилучший компромисс между качеством восстановления и устойчивостью к шуму при параметрах: размер ФРТ 33×33 элементов, форма ФРТ - гауссоида.

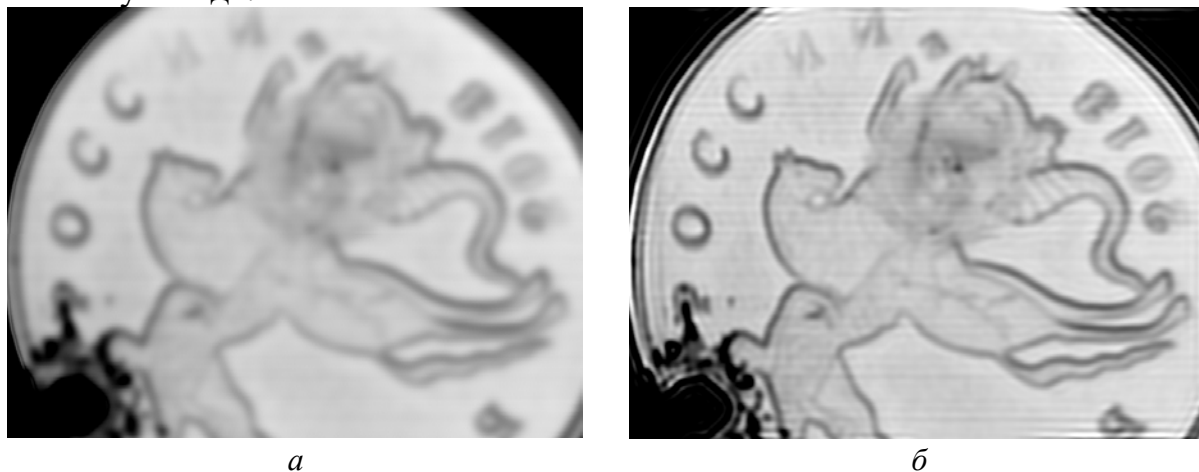


Рисунок 3 – Восстановление изображения фильтром Винера: а) исходное изображение; б) изображение после восстановления фильтром Винера

Рекурсивно-сепарабельные фильтры для повышения четкости изображений. Для выделения малоразмерных деталей в реальном времени были реализованы высокоскоростные рекурсивно-сепарабельные фильтры (РСФ) [21]. Исследованы три типа РСФ.

1. Лапласиан «усеченная пирамида» (ЛУП) – оптимальные параметры $A_1=15$, $A_2=2$ (рисунок 4).

2. Трапецеидальный РСФ – параметры $A_1=2$, $A_2=1$.

3. Пирамидальный РСФ – параметры $A_1=20$, $A_2=1$.

Данные фильтры в экспериментальных испытаниях продемонстрировали способность эффективно выделять малоразмерные объекты при приемлемых вычислительных затратах [22].



Рисунок 4 – Пирамидальный РСФ, $A_1=60$, $A_2=2$: а) исходное изображение; б) после применения ЛУП-фильтра

Обсуждение

Экспериментальные исследования проводились на лабораторном макете СТЗ «ЛУЧ». В ходе испытаний была подтверждена работоспособность системы и отработаны режимы визуализации. В качестве тестового объекта использовалась монета номиналом 10 копеек, что позволило оценить разрешающую способность и контраст формируемого изображения.

Установлено, что на качество изображения существенное влияние оказывают как параметры установки ЭЛС (конструкция лучепровода, тип катода, стабильность источников питания), так и внешние электромагнитные помехи. Существование периодических помех доказывается наличием четко выраженных пиков в частотном спектре изображения.

Сравнительный анализ алгоритмов цифровой обработки показал их эффективность для решения специфических задач улучшения кадров из видеопотока, получаемого с СТЗ «Луч»:

- спектральная фильтрация на основе БПФ наиболее эффективна для подавления периодических помех;
- фильтр Винера показал наилучший компромисс, поскольку он явно учитывает отношение сигнал/шум (параметр K), что критично для зашумленных данных;
- рекурсивно-сепарабельные фильтры (в частности, лапласиан «усеченная пирамида») наиболее подходят для оперативного повышения четкости в реальном времени.

Комбинированное применение указанных методов позволило увеличить качество изображений монеты, что подтверждает практическую пригодность системы для задач мониторинга.

Заключение

В результате выполнения работы испытан экспериментальный образец системы технического зрения «ЛУЧ» для визуализации поверхности в процессе электронно-лучевой сварки на основе регистрации тока отраженных электронов.

Разработанный комплекс алгоритмов цифровой обработки изображений, включающий спектральную фильтрацию, фильтр Винера и рекурсивно-сепарабельные фильтры, позволяет эффективно подавлять периодические помехи, компенсировать размытие и повышать четкость изображения. Среднее время обработки одного кадра размером 1024×1024 пикселя не превышает 39 мс, что обеспечивает работу в реальном времени.

Проведенные исследования доказывают принципиальную возможность и практическую целесообразность использования СТЗ «ЛУЧ» для мониторинга поверхности при ЭЛС. Перспективы работы связаны с внедрением системы в промышленные условия и интеграцией алгоритмов обработки изображений в системы автоматического контроля геометрии шва и обнаружения дефектов.

Список литературы

1. Шмельков Д.Ю. Электроннолучевая сварка как один из видов сварки направленных на снижение сварочных деформаций / Д.Ю. Шмельков, А.Ю. Поздышев, Е.А. Пигалова // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева. – 2015. – №1 (108). – С. 34-42.
2. Сидоров В.П. Электронно-лучевая сварка. Технологические особенности и оборудование: учеб. пособие / В.П. Сидоров, А.В. Мельзитдинова. – Тольятти: Изд-во ТГУ, 2013. – 96 с.
3. Тимофеев Г.А. Статистические методы управления технологическими процессами / Г.А. Тимофеев, Н.Н. Барбашов, А.Д. Терентьева // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2016. – №12 (681). – С. 58-65.
4. Корнилов С.Ю. Электронно-лучевая система визуального контроля поверхности / С.Ю. Корнилов, П.А. Лакида, А.Л. Мазалов // Доклады ТУСУР. – 2008. – №1 (17). – С. 14-18.
5. Андреев А.Н. Система слежения за стыком при ЭЛС с использованием отраженных (вторичных) электронов / А.Н. Андреев, А.Г. Папуша // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. – 2017. – №13. – С. 384-386.
6. Матвейчук В.А. Системы визуализации процессов сварки в режиме реального времени с помехозащищенным каналом передачи сигнала вторичной электронной эмиссии // Автоматическая сварка. – 2016. – №5-6. – С. 64-68.
7. Корнилов С.Ю. Автоматизация сварочных комплексов на основе пушек с плазменным катодом: визуализация поверхности и наведение электронного пучка на стык обработкой сигнала отраженных электронов / С.Ю. Корнилов, Н.Г. Ремпе, А.А. Светлаков // Плазменная эмиссионная электроника. – Улан-Удэ: Изд-во БНЦ СО РАН, 2012. – С. 107-111.
8. Ammer R. Simulating fast electron beam melting with a parallel thermal free surface lattice Boltzmann method // Computers & Mathematics with Applications. – 2014. – Т. 67. – №2. – С. 318-330.
9. Корнилов С. О параметрах электронного пучка пушки с плазменным эмиттером / С. Корнилов, Н. Ремпе, А. Veniyash // Письма в ЖТФ. – 2013. – Т. 39, №19. – С. 1-8.
10. Медведков Н.В. Исследование метрик качества результатов инверсной фильтрации Винера для размытых и прямолинейно смазанных изображений / Н.В. Медведков, А.О. Трубаков // КОГРАФ-2021: сборник материалов 31-й Всерос. науч.-практ. конф. – Н. Новгород: НГТУ, 2021. – С. 51-58.
11. Умняшкин С.В. Применение фильтра Винера для подавления аддитивного белого шума на изображениях: сравнение частотного и вейвлет-базисов / С.В. Умняшкин, К.А. Алимагадов // Передовое развитие современной науки: опыт, проблемы, прогнозы: сборник статей II Междунар. науч.-практ. конф. – Петрозаводск: МЦНП «Новая Наука», 2020. – С. 21-27.
12. Ремпе Н.Г. Современные методы обработки сигналов в системах технического зрения для электронно-лучевой сварки // Доклады ТУСУР. – 2019. – №3 (45). – С. 23-28.
13. Optimization of parameters of two-dimensional filters of increase of clearness of television images on contrastly to frequency characteristics / M.Yu. Malanin, A.V. Kamenski, M.I. Kuryachiy // Control and Communications (SIBCON), IEEE 2015 International Siberian Conference on. – 2015. – P. 1-4.
14. Gonzalez R.C. Digital Image Processing / R.C. Gonzalez, R.E. Woods. – New York: Prentice Hall, 2018. – 1168 p.
15. Панфилова К.В. Локальная компенсация смаза изображения на основе метода Люси–Ричардсона / К.В. Панфилова // DSPA: Вопросы применения цифровой обработки сигналов. – 2016. – Т. 6, №3. – С. 618-622.
16. Волосатова Т.М. Оптимизация решения задачи восстановления изображения методом Люси – Ричардсона / Т.М. Волосатова, А.Э. Луценко, К.А. Нейман // Современная наука: теоретический и практический взгляд: сборник статей Междунар. науч.-практ. конф. – Тюмень: ООО «Аэтерна», 2016. – С. 61-65.
17. Wiener N. Extrapolation, Interpolation, and Smoothing of Stationary Time Series / N. Wiener. – Cambridge: The MIT Press, 1964. – 163 p.
18. Richardson W.H. Bayesian-Based Iterative Method of Image Restoration // J. Opt. Soc. Am. – 1972. – Vol. 62, No. 1. – P. 55-59.
19. Шемплинер В.В. Восстановление дефокусированных изображений методом двумерного преобразования Фурье и регуляризации Тихонова // Научно-технический вестник Санкт-Петербургского государственного университета информационных технологий, механики и оптики. – 2008. – №48. – С. 60-70.
20. Ramteke Mamta G. PSO based blind deconvolution technique of image restoration using cepstrum domain of motion blur / G. Ramteke Mamta, M. Dutta // Lecture Notes in Computational Vision and Biomechanics. – 2018. – Vol. 28. – P. 947-958.
21. Kamenskiy A.V. High-speed recursive-separable image processing filters with variable scanning aperture sizes / A.V. Kamenskiy, M.I. Kuryachiy, A.S. Krasnoperova // Computer Optics. – 2023. – Vol. 47, No. 4. – P. 605-613.
22. Акаева Т.М. Быстродействующий трапецидальный рекурсивно-сепарабельный фильтр обработки изображений / Т.М. Акаева, А.В. Каменский, М.А. Струмилова // Вопросы радиоэлектроники. Серия: Техника телевидения. – 2023. – №1. – С. 138-145.

Высоковольтный источник питания электронной пушки

Павлова М.С., Серегин Д.А.

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

Аннотация. В работе рассматривается метод построения высоковольтных источников питания электронной пушки, позволяющий создавать линейку источников с различными выходными напряжениями при минимальных затратах на разработку. Предлагаемый подход основан на использовании токовой петли и многоячейковой структуры. Применение унифицированных управляемых выходных ячеек позволяет варьировать уровень выходного напряжения за счёт изменения их количества, что обеспечивает конструктивную гибкость и упрощает адаптацию источника под различные задачи.

Ключевые слова: высоковольтный источник питания, токовая петля, многоячейковая структура, управляемая выпрямительная ячейка, унифицированная ячейка, масштабирование выходного напряжения.

Abstract. The paper discusses a method for constructing high-voltage power supplies for electron guns, which allows creating a range of power supplies with different output voltages at minimal development costs. The proposed approach is based on the use of a current loop and a multi-cell structure. The implementation of standardized output cells makes it possible to adjust the output voltage by varying their number, which ensures structural flexibility and facilitates the adaptation of the power supply to different applications.

Keywords: high-voltage power supply, current loop, multi-cell structure, controlled rectifier cell, standardized cell, scalable output voltage.

Введение

На сегодняшний день отрасль электронно-лучевой сварки активно развивается и модернизируется. Исследования ведутся как в области совершенствования технологий сварки, так и в направлении оптимизации отдельных узлов электронно-лучевых установок. Не остаются без внимания и высоковольтные источники питания электронной пушки. Основные исследования по этой теме направлены на снижение пульсаций выходного напряжения и улучшение его стабильности (целевой показатель для обоих параметров – не хуже 0.1% от номинального значения), а также реализацию быстродействующей защиты от пробоев (время отключения напряжения 5мс и менее) [1,2].

Существует широкая линейка электронных пушек, которую подразделяют на три группы: низковольтные с ускоряющим напряжением 10-30 кВ, средние с ускоряющим напряжением 40-60 кВ и высоковольтные с ускоряющим напряжением 100-200 кВ [3,4]. При этом, независимо от диапазона ускоряющего напряжения, высоковольтный источник питания

должен обеспечивать соблюдение ранее обозначенных требований к качеству выходного напряжения.

Существующие технические решения предусматривают различные подходы к построению высоковольтных источников питания в зависимости от требуемого класса выходного напряжения [5]. Вследствие этого качество выходного напряжения варьируются от одного источника к другому, что затрудняет их унификацию и ограничивает возможность масштабирования.

Таким образом, актуальной становится задача разработки и исследования универсального метода построения высоковольтного источника питания, который позволит свободно масштабировать выходное напряжение при разработке источника и выбирать уровень этого напряжения в соответствии с требованиями конкретной промышленной установки без потери его качества.

Высоковольтный источник питания с токовой петлей

Структурная схема источника питания с токовой петлей и многоячейковой структурой представлена на рис. 1а.

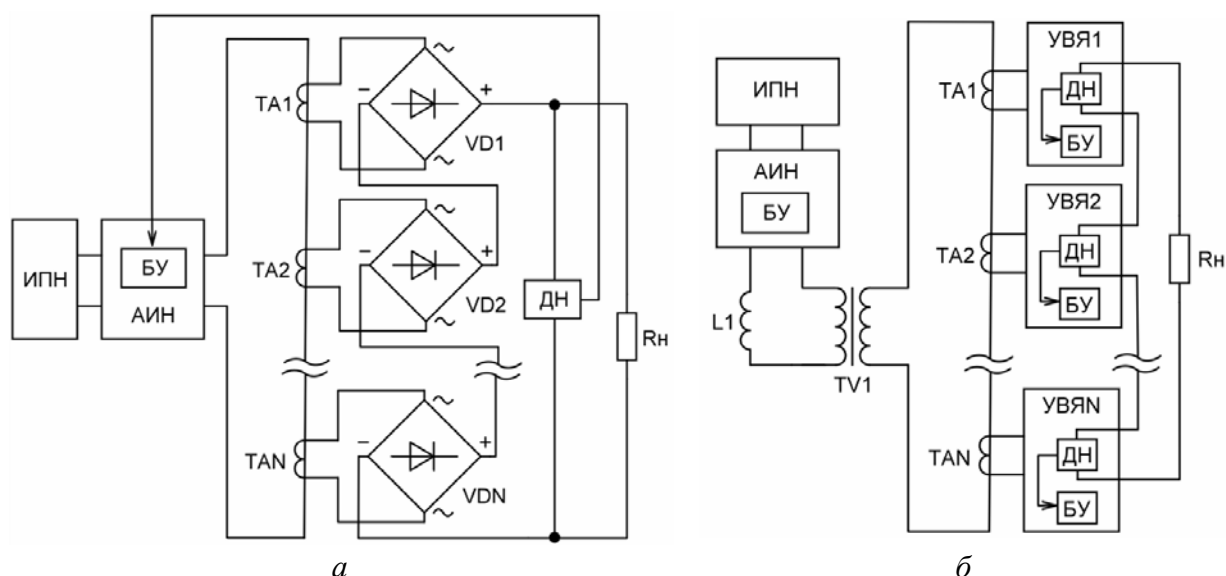


Рисунок 1 – Структура источника питания с токовой петлей и многоячейковой структурой: а) с неуправляемыми выпрямительными ячейками; б) с управляемыми выпрямительными ячейками

Входной частью такого преобразователя является однофазный автономный инвертор напряжения (АИН). Этот инвертор может питаться от источника постоянного напряжения (ИПН), или получать питание от промышленной сети через выпрямитель. Инвертор задает переменный ток в токовой петле – это отрезок кабеля с высоковольтной изоляцией. Ток в петле преобразуется трансформаторами тока и подается на выходные выпрямительные ячейки. Их выходы соединяются последовательно, таким образом выходное напряжение источника является алгебраической суммой выходных напряжений каждой отдельной выпрямительной ячейки.

Применение в качестве первичной обмотки трансформаторов тока кабеля с высоковольтной изоляцией обеспечивает изоляцию между ячейками, такое решение существенно упрощает конструкцию и изготовление источника.

Для такой структуры известен способ стабилизации выходного напряжения за счет регулирования тока в токовой петле [6,7]. Для его реализации требуется организация обратной связи между выходными и входной частями. Причем, как правило, требования к источнику таковы, что необходимо обеспечить потенциальную развязку при такой передаче информации.

При отклонении выходного напряжения от уставки отработка этого отклонения будет происходить в следующей последовательности: выходное напряжение измеряется высоковольтным датчиком (ДН), и передается к блоку управления (БУ) инвертора. Система управления инвертором вычисляет ошибку и изменяет амплитуду тока в петле. После этого изменяется мощность, которая передается в нагрузку, и напряжение источника возвращается к заданному значению. Таким образом, быстродействие такой системы ограничено задержками большого числа элементов, входящих в контур обратной связи. Также ограничение на быстродействие накладывают накопители энергии, входящие в выходные фильтры ячеек, число которых к тому же может меняться в зависимости от требуемого уровня выходного напряжения.

Точность стабилизации при таком подходе напрямую зависит от характеристик датчика напряжения. Наиболее очевидная реализация датчика на десятки киловольт — резистивный делитель, который подвержен ошибкам из-за изменения сопротивлений при нагреве, что ограничивает статическую точность системы.

Разработан и исследован новый метод стабилизации напряжения нагрузки за счет применения управляемых выпрямительных ячеек (УВЯ) в составе выходных частей (рис. 1б) [8,9]. В данном случае регулирование осуществляется непосредственно в выходных частях, что исключает необходимость информационной связи с инвертором [10,11]. Это позволяет значительно упростить управление входной частью и повысить надёжность системы, поскольку отказ отдельной ячейки не приводит к повреждению остальных. Динамические характеристики источника улучшаются благодаря тому, что в ячейке присутствует только один накопитель энергии — выходной С-фильтр постоянной ёмкости. Дополнительным преимуществом является возможность применения датчиков напряжения на уровне сотен вольт, что снижает требования к изоляции и повышает точность стабилизации.

Трансформатор напряжения TV1 применяется для согласования уровней токов во входной и выходных частях и применяется опционально. Высоковольтная изоляция в таком трансформаторе не требуется, так как она все еще обеспечивается изоляцией токовой петли, которая подключается к вторичной обмотке трансформатора. Дроссель L1 также применяется

опционально и необходим для единообразной формы тока в токовой петле при разном числе выпрямительных ячеек.

Несмотря на существенное усложнение конструкции выпрямительных ячеек, данный способ управления выходным напряжением источника питания является наиболее перспективным с точки зрения устойчивости, а также обеспечения статической и динамической точностей. Данный метод стабилизации обеспечивает простоту масштабирования: выходное напряжение источника может быть увеличено за счёт изменения числа унифицированных ячеек без необходимости переработки входной и выходных частей.

Модели источников питания с токовой петлей

В среде Matlab Simulink разработана модель источника питания с управляемыми выпрямительными ячейками (рис. 2). Масштабирование выходного напряжения источника происходит за счет изменения числа ячеек в выходной части.

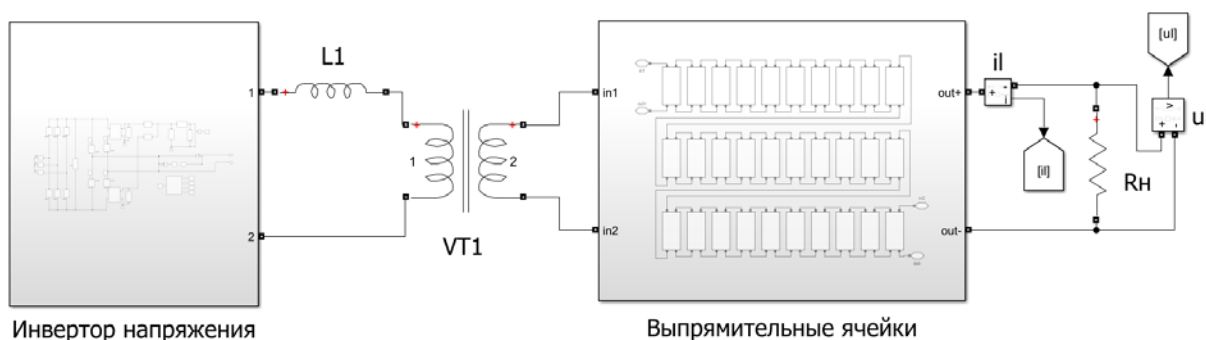


Рисунок 2 – Модель высоковольтного источника питания с токовой петлей и управляемыми выпрямительными ячейками

На рис. 3 продемонстрированы пульсации выходного напряжения при уставке 30 кВ и мощности нагрузки 3 кВт. Размах пульсаций $\Delta u_{\text{стат.}} = 4\text{В}$, таким образом коэффициент пульсаций $q = 0.0067\%$.

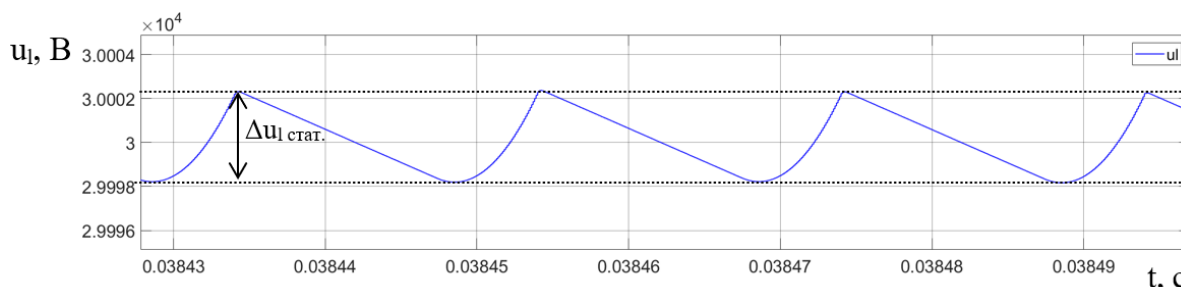


Рисунок 3 – Пульсации напряжения нагрузки при уровне стабилизации 30 кВ, 3 кВт

На рис. 4 показана работа источника питания на импульсную нагрузку с периодом коммутации $T=1\text{ мс}$. При таком режиме работы размах пульсации выходного напряжения $\Delta u_{\text{динам.}} = 40\text{ В}$, то есть выходное напряжение отклоняется от номинального на $\pm 0.067\%$.

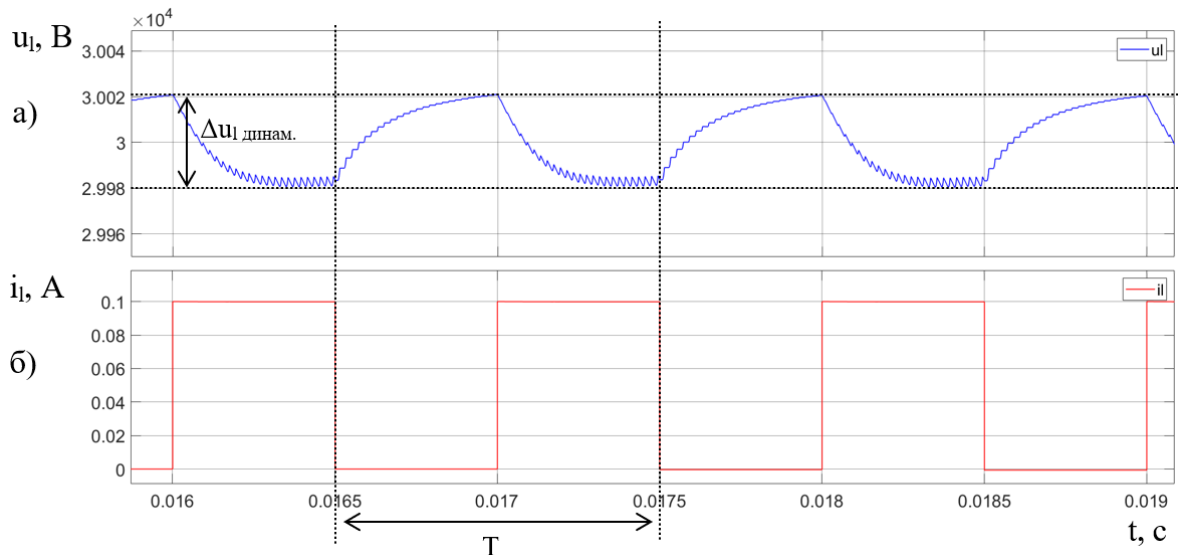


Рисунок 4 – Работа источника на импульсную нагрузку при уровне стабилизации 30кВ:
а) напряжение нагрузки б) ток нагрузки

На рис. 5 продемонстрированы пульсации выходного напряжения при уставке 60 кВ и мощности нагрузки 40 кВт. Размах пульсаций $\Delta u_{\text{стат.}} = 25\text{В}$, таким образом коэффициент пульсаций $q = 0.02\%$.

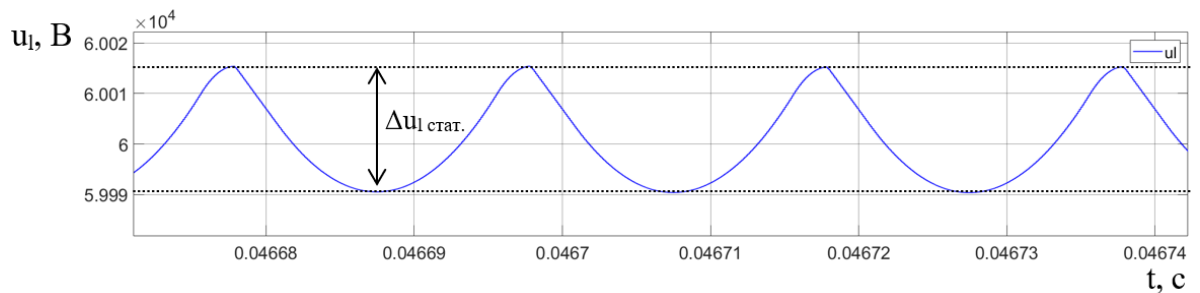


Рисунок 5 – Пульсации напряжения нагрузки при уровне стабилизации 60 кВ, 40 кВт

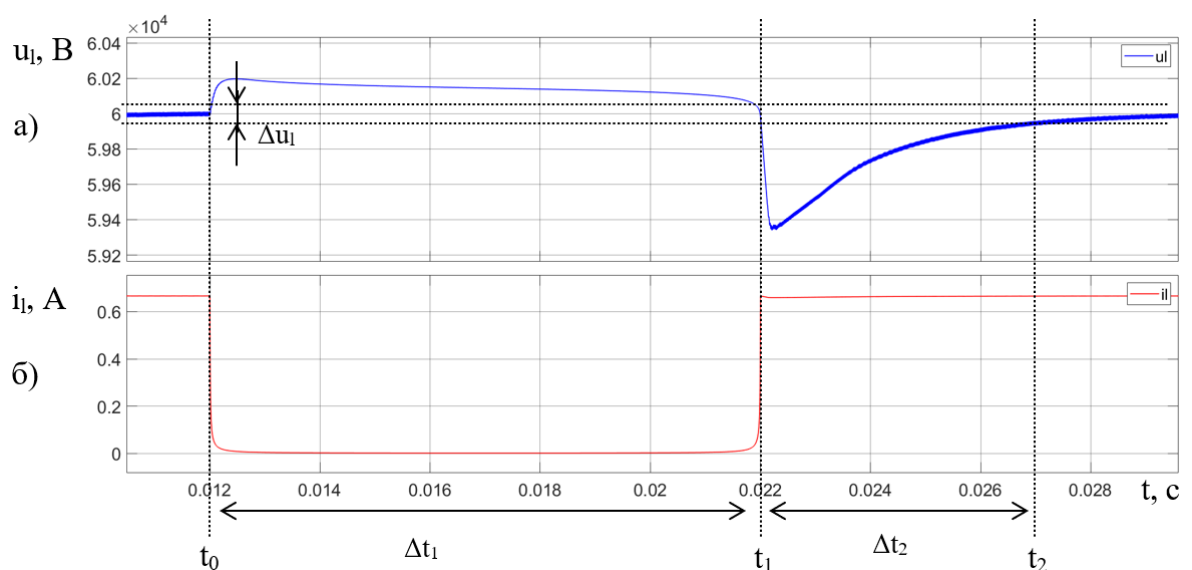


Рисунок 6 – Сброс и наброс нагрузки при уровне стабилизации 60 кВ: а) напряжение нагрузки б) ток нагрузки

На рис. 6 в момент времени t_0 показан сброс нагрузки до 1 мА на время $\Delta t_1 = 10$ мс, при этом подброс выходного напряжения составляет 200 В. Переходный процесс считается завершённым, когда текущее значение выходного напряжения достигает номинального значения с учетом погрешности на статическую точность $\pm 0.1\%$ (при уставке в 60 кВ $\Delta u_1 = 120$ В). Провал напряжения при набросе в таком режиме составляет 640 В, напряжение возвращается в установившейся режим за $\Delta t_2 = 7$ мс.

Вывод

В работе рассмотрен метод регулирования выходного напряжения высоковольтного источника питания с токовой петлей и управляемыми выпрямительными ячейками. Данный подход позволяет разрабатывать линейку высоковольтных источников питания с различными выходными напряжениями без потери качества их характеристик.

Показаны результаты моделирования источников с выходными напряжениями 30 кВ и 60 кВ, которые подтвердили перспективность предложенного подхода. Для двух уровней выходного напряжения и различных токах нагрузки сохраняется малый коэффициент пульсаций и малое отклонение напряжения во время динамических процессов. При этом в источниках применяются унифицированные управляемые выпрямительные ячейки.

Литература

1. Щербаков А.В. Современные принципы построения источников питания электроннолучевых сварочных установок / А.В. Щербаков // Электротехника. – 2012. – № 4. – С. 28-34.
2. Щербаков А.В. Современные тенденции развития электрооборудования для прецизионной электронно лучевой сварки и размерной обработки // Электротехника. – 2010. – № 3. – С. 42-48.
3. Розаренов Ю.Н. Оборудование для электрической сварки плавлением: Учеб. пособие для учащихся машиностроительных техникумов. / Ю.Н. Розаренов – М.: Машиностроение, 1987. – 208 с.
4. Беленький В.Я. Электронно-лучевая обработка в сварке: учеб. пособие / В.Я. Беленький, Е.С. Саломатова, Т.В. Ольшанская, Е.М. Федосеева, Д.Н. Трушников, Д.С. Белинин – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2021. – 77 с.
5. Сеньков Д.В. Разработка структуры и алгоритмов управления силовыми преобразователями для электрофизических установок: дис. канд. техн. наук. – Новосибирск, 2016. – 112 с.
6. Беневольский Е.С., Гладышев О.М., Драгунов В.К., Медведев Е.И., Щербаков А.В. Трансформаторно-выпрямительный блок высоковольтного источника электропитания электронно-лучевой пушки. Патент на полезную модель RU 105213 U1, 10.06.2011. Заявка № 2011105083/02 от 14.02.2011.
7. Щербаков А.В. Разработка установки для электроннолучевой сварки малогабаритных изделий / А.В. Щербаков, А.Л. Гончаров, В.К. Драгунов, А.О. Гладышев // Электротехника. 2013. № 6. С. 25-30.
8. Серегин Д.А., Павлова М.С. Статический преобразователь с управляемыми выпрямительными ячейками. Патент на полезную модель RU 235540 U1, 07.07.2025. Заявка № 2025109758 от 17.04.2025.
9. Серегин Д.А. Исследование подхода к построению мощных источников питания с уровнем выходного напряжения более 50 кВ / Д.А. Серегин, И.П. Воронин, М.С. Павлова [и др.] // Практическая силовая электроника. – 2023. – № 3 (91). – С. 24-31.
10. Серегин Д.А. Источник питания с передачей энергии трансформаторами тока / Д.А. Серегин, М.Г. Асташев, И.П. Воронин [и др.] // Электротехника. – 2024. – № 6. – С. 34-42.
11. Серегин Д.А. Исследование способов управления и анализ устойчивости выпрямительной ячейки, входящей в состав мощного высоковольтного источника питания. Д.А. Серегин, И.П. Воронин, М.С. Павлова [и др.] // Практическая силовая электроника. – 2024. – № 1 (93). – С. 17-25.

Метод четырехволновой спектральной термографии для мониторинга распределения температуры в зоне расплава при аддитивном производстве изделий из металлических сплавов

Хохлов Д.Д.¹, Поляков М.П.¹, Шишкин Д.В.^{1,2}, Золотухина А.А.¹,
Быков А.А.¹, Белых А.Ю.¹, Асютин Р.Д.¹, Слива А.П.²

¹ НТЦ УП РАН, Москва, Россия

² НИУ «МЭИ», Москва, Россия

Аннотация. В работе описан метод четырехволновой спектральной термографии для мониторинга температурных полей при аддитивном производстве металлических изделий. Разработанная методика позволяет визуализировать пространственное распределение температур в зоне расплава при электронно-лучевой и лазерной наплавке. Экспериментальная апробация подтвердила возможность регистрации относительных изменений температуры в процессе аддитивного синтеза. Полученные результаты демонстрируют эффективность предложенного подхода для контроля температурных режимов при аддитивном производстве, что открывает перспективы повышения качества изготавливаемых изделий за счет оперативного мониторинга параметров процесса.

Ключевые слова: спектральная термография, неразрушающий контроль, электронно-лучевое аддитивное формообразование, лазерная порошковая наплавка.

Abstract. This paper describes a four-wavelength spectral thermography technique for monitoring melt pool temperature distribution during additive manufacturing of metal parts. The developed technique enables visualization of spatial temperature distribution in the melt pool during electron-beam and laser melting. Experimental testing confirmed the feasibility of the technique for recording the relative temperature alterations during additive synthesis. The obtained results demonstrate the effectiveness of the proposed approach for monitoring temperature conditions during additive manufacturing, opening up prospects for improving the quality of manufactured products through real-time monitoring of process parameters.

Keywords: spectral thermography, nondestructive testing, electron-beam additive manufacturing, selective laser melting.

Введение

Аддитивные технологические процессы [1] демонстрируют преимущества в создании изделий со специфическими эксплуатационными характеристиками, не достижимыми при использовании традиционных методов формообразования [2-5]. Обеспечение требуемого качества изделий, получаемых посредством аддитивного производства, обусловлено строгим соблюдением технологических параметров и минимизацией отклонений от регламентированного режима функционирования установки. Выполнение данного требования предполагает внедрение комплексных систем

мониторинга производственного процесса, обеспечивающих регистрацию параметров состояния изделия и материала. Интегрированные средства мониторинга, работающие в режиме реального времени, позволят осуществлять оперативную коррекцию параметров процесса. Одной из характеристик, которая может косвенно указывать на отклонение режима функционирования установки от штатного, является температура материала в зоне расплава [6, 7].

Актуальность темы исследования и постановка задачи

Для бесконтактного измерения температуры изделий в ходе технологических процессов широко применяются методы оптической пирометрии. Наиболее быстродействующими среди упомянутых методов являются инфракрасная (ИК) яркостная пирометрия [8] и спектральная пирометрия [9] с усреднением значения температуры в пределах поля зрения. Данные методы обеспечивают наилучшее временное разрешение (до 10^{-9} с) [9], однако не позволяют получить пространственное распределение температуры в зоне наплавки. Значительный перепад температур между зоной действия луча и фронтом кристаллизации делает целесообразным именно регистрацию пространственных карт температур с использованием методов изображающей пирометрии (или термографии).

Методики на основе изображающих яркостных пирометров позволяют регистрировать пространственные распределения температуры при мониторинге аддитивных процессов [10, 11], но невозможность учёта пространственной неоднородности излучательной способности объекта и её спектральной зависимости увеличивает погрешность определения температуры [12], а их пространственное разрешение оказывается заметно ниже при работе в среднем и дальнем ИК-диапазонах [13]. Методы спектральной термографии, такие как двухволновая пирометрия [14] и гиперспектральная термография [15] видимого и ближнего ИК-диапазонов, свободны от ограничений, сопряженных с излучательной способностью, и обеспечивают более высокое пространственное разрешение, но также не лишены характерных недостатков. При использовании двухволновой пирометрии погрешность значительно возрастает при температуре объекта менее 2000°C . Гиперспектральные системы позволяют с высокой точностью определять значение температуры для широкого диапазона температур объектов, но необходимость пространственного или спектрального сканирования в ходе регистрации данных ограничивает применение таких систем для мониторинга быстропротекающих процессов.

Мультиспектральные (МС) изображающие системы, регистрирующие пространственное распределение интенсивности излучения для нескольких (более 3) [14] длин волн одновременно без пространственного и спектрального сканирования, также используются при термографии [15, 16]. Однако, существующие МС термографические системы либо недостаточно компактны

для портативного размещения в установке аддитивного синтеза по причине использования нескольких матричных приемников излучения (МПИ) [15], либо подвержены взаимному влиянию сигналов, регистрируемых в отдельных спектральных каналах, характерному для МПИ с мозаичными растрами спектральных фильтров [16, 17].

Таким образом, актуальной задачей является разработка и апробация метода МС термографии, реализуемого на основе МС камеры с пространственным разделением спектральных каналов на одиночном МПИ [14, 18] и применимого в условиях аддитивного производства.

Теоретические основы метода

Оптическая схема и принцип работы МС камеры детально описаны в ранее опубликованной работе [19]. Спектральные изображения объекта на длинах волн 620, 660, 780 и 840 нм формируются одновременно на одиночном МПИ при помощи системы зеркал. При этом МПИ условно поделен на четыре непересекающихся зоны, что исключает взаимное влияние каналов.

Калибровка МС камеры состоит из нескольких этапов. Коррекция спектральной чувствительности каналов производится по световому пятну, формируемому перестраиваемым монохроматором. Коррекция пространственной неоднородности освещенности изображений проводится по выходному окну фотометрической интегрирующей сферы. Пространственное совмещение каналов осуществляется по стандартному высококонтрастному тестовому объекту типа «шахматная доска». Температурная калибровка осуществляется по модели абсолютно чёрного тела (АЧТ). Полученные в ходе калибровки коррекционные зависимости используются в дальнейшем при вычислении значений температуры по спектральным изображениям.

Вычисление температуры производится независимо для каждого элемента совмещенного четырехканального изображения. Каждому пикселю такого изображения соответствует массив из четырех значений спектральных интенсивностей. На основании этих значений в среде MATLAB с использованием усовершенствованного метода Нелдера-Мида [20] производится аппроксимация кривой Планка при выполнении условия:

$$\sum_{i=1}^4 (I(\lambda_i) - \varepsilon \cdot I'(\lambda_i, T))^2 \rightarrow \min,$$

где $I(\lambda_i)$ – зарегистрированный набор спектральных интенсивностей излучения; $I'(\lambda_i)$ – набор спектральных интенсивностей, соответствующий теоретической кривой Планка; λ_i – длина волны излучения; T – температура объекта в градусах Цельсия; ε – излучательная способность объекта.

Валидация метода при определении температуры модели АЧТ и тела накала светоизмерительной лампы ТРУ 1100-2350 продемонстрировала, что в пределах диапазона температур 1100–1900 К медианное значение отклонения

вычисляемой температуры от истинной температуры в пределах поля зрения не превышает 31 К [19].

Апробация метода для мониторинга в ходе аддитивного синтеза

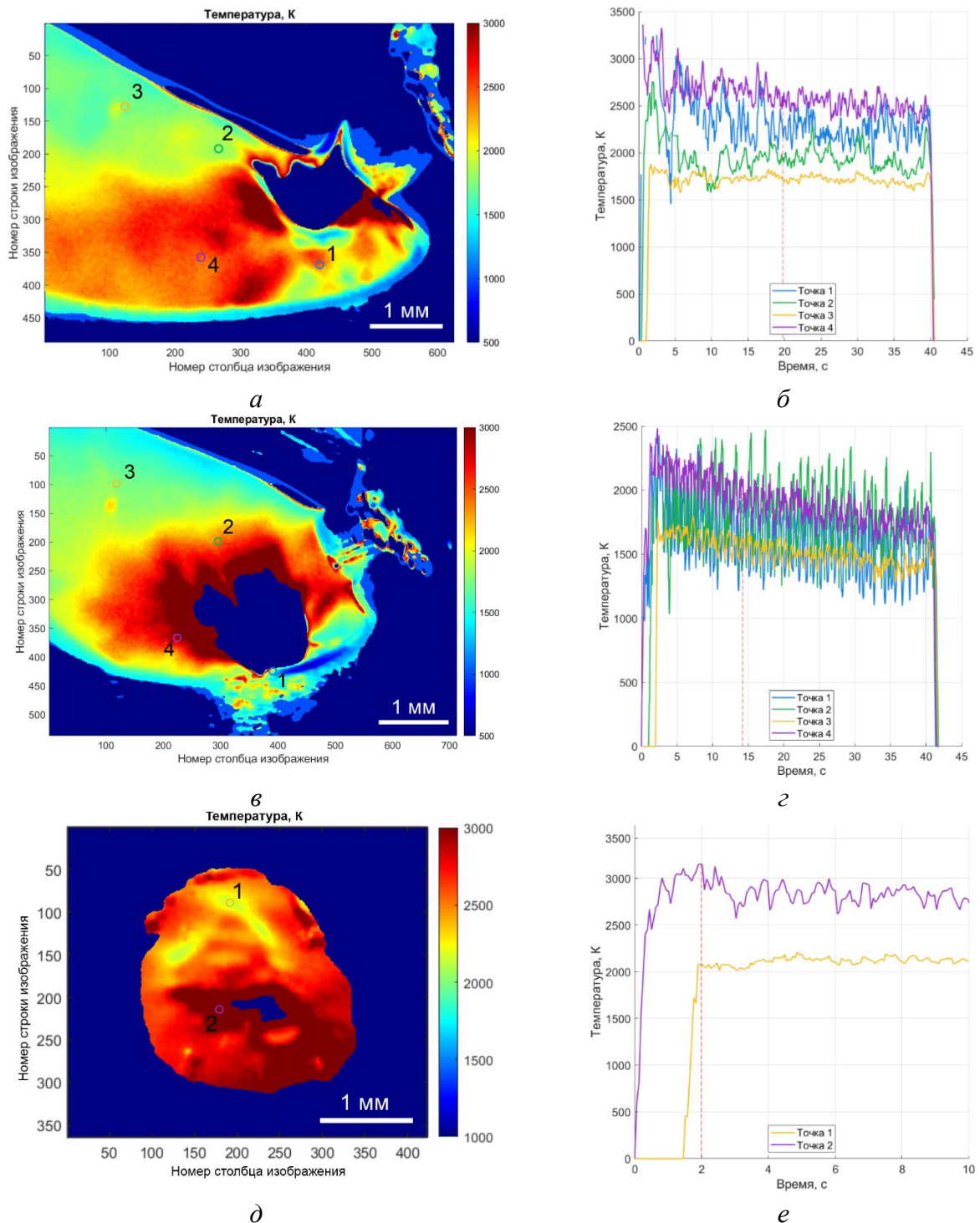


Рисунок 1 – Карты температур (а, в, д) и временные зависимости температур (б, г, е), полученные в ходе ЭЛАФ без развертки (а, б), ЭЛАФ с разверткой электронного луча формой «окружность + дуга» (в, г) и ЛПН (д, е). Красной чертой на диаграммах (б, г, е) отмечены моменты времени, соответствующие картам (а, в, д).

Примеры полученных карт температуры и временные зависимости температуры для отдельных точек на объекте показаны на рисунке 1. Экспериментальная апробация метода проводилась для процессов электронно-лучевого аддитивного формообразования (ЭЛАФ) и лазерной порошковой наплавки (ЛПН). При ЭЛАФ использовалась проволока из титанового сплава ВТ6 диаметром 1,2 мм и подложка толщиной 20 мм. Исследовалась наплавка одиночных валиков без развертки электронного луча, а также с разверткой формой «окружность + дуга» с частотой 7 Гц. Мощность электронного пучка при ускоряющем напряжении 60 кВ для всех образцов равнялась 780 Вт. В ходе ЛПН нагрев материала производился при помощи волоконного лазера с длиной волны 1064 нм. Мощность лазера в ходе эксперимента составляла 1500 Вт. Наплавка осуществлялась на вращающуюся цилиндрическую сплошную заготовку диаметром 200 мм из нержавеющей стали марки P530. Подача порошка из сплава Inconel 625 фракцией 200-300 мкм в зону расплава осуществлялась по коаксиальной схеме.

Асимметричный характер распределения температуры при ЭЛАФ не согласуется с симметричной картиной, которая получена при численном моделировании в работе [21]. Наблюдаемая в экспериментальных данных асимметрия объясняется расположением МС камеры относительно наплавляемого валика – ось наблюдения камеры ориентирована под углом около 40° к плоскости подложки. Предложенный метод обеспечивает корректную визуализацию относительного температурного контраста – наибольшая температура наблюдается для пятна нагрева (для ЭЛАФ выколото из-за насыщения МПИ) и его окрестностей. По мере продвижения к хвосту жидкой ванны температура снижается. Зависимость температуры, полученная для ЭЛАФ с разверткой (рисунок 1(г)), демонстрирует возможность регистрации локальных изменения температуры – периодические колебания температуры соответствуют перемещению пятна нагрева при развертке.

Используемые в МС камере спектральные фильтры не обеспечивают полное подавление отраженного от подложки лазерного излучения, что приводит к завышению температуры непосредственно в пятне нагрева (точка 2 на рисунке 1(д, е)). Фильтрация движущихся в поле зрения частиц порошка на изображении снижает детализацию полученной карты. Однако, форма ванны расплава и заметное снижение температуры при удалении от пятна нагрева указывают на корректный характер полученных данных [12, 16].

Выводы

Экспериментальная апробация метода четырехволновой спектральной термографии в ходе экспериментов по ЭЛАФ и ЛПН продемонстрировала возможность визуализации относительного температурного контраста и регистрации относительных временных изменений температуры в ходе аддитивного синтеза. Дальнейшее усовершенствование процедуры калибровки МС камеры и доработка алгоритма расчета температуры будут

направлены на достижение корректности определения абсолютных значений температуры материала.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10239 (<https://rscf.ru/project/24-79-10239/>).

Список библиографических ссылок:

1. ГОСТ Р 57558-2017. Аддитивные технологические процессы. Базовые принципы. М.: Стандартинформ, 2020. 12 с.
2. Das M. *Advanced Machining Processes* / M. Das, U.S. Dixit // *Introduction to Mechanical Engineering* / Под ред. J.P. Davim. Cham: Springer International Publishing, 2018. – 373 с.
3. Patterson T. A review of high energy density beam processes for welding and additive manufacturing applications / T. Patterson, J. Hochanadel, S. Sutton, B. Panton, J. Lippold // *Welding in the World*. – 2021. – vol. 65, is. 7. P. 1235-1306.
4. Vafadar A. *Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges* / A. Vafadar, F. Guzzomi, A. Rassau, K. Hayward // *Applied Sciences*. – 2021. – vol. 11, is. 3. P. 1213.
5. Osipovich K. *Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing: A Review* / K. Osipovich, K. Kalashnikov, A. Chumaevskii, D. Gurianov, T. Kalashnikova, A. Vorontsov, A. Zyкова, V. Utyaganova, A. Panfilov, A. Nikolaeva, A. Dobrovolskii, V. Rubtsov, E. Kolubaev // *Metals*. – 2023. – vol. 13, is. 2. P. 279.
6. Ding X. Effect of process parameters on melt pool geometry and microstructure development for electron beam melting of IN718: A systematic single bead analysis study / X. Ding, Y. Koizumi, D. Wei, A. Chiba // *Additive Manufacturing*. – 2019. – vol. 26. P. 215-226.
7. An Z. Numerical Study of Temperature Field and Melt Pool Properties during Electron Beam Selective Melting Process with Single Line and Multiple Line Scanning / Z. An, B. Wang, M. Yu // *Mathematics*. – 2024. – vol. 12, is. 14. P. 2238.
8. Mamuschkin V. Enabling pyrometry in absorber-free laser transmission welding through pulsed irradiation / V. Mamuschkin, A. Haeusler, C. Engelmann, A. Olowinsky, H. Aehling // *Journal of Laser Applications*. – 2017. – vol. 29, is. 2. P. 022409.
9. Belikov R. Fast Multi-Wavelength Pyrometer for Dynamic Temperature Measurements / R. Belikov, D. Merges, D. Varentsov, Z. Major, P. Neumayer, P. Hesselbach, M. Schanz, B. Winkler // *International Journal of Thermophysics*. – 2024. – vol. 45, is. 2. P. 29.
10. Vuelban E.M. Radiometric Techniques for Emissivity and Temperature Measurements for Industrial Applications / E.M. Vuelban, F. Girard, M. Battuello, P. Nemeček, M. Maniur, P. Pavlásek, T. Paans // *International Journal of Thermophysics*. – 2015. – vol. 36, is. 7. P. 1545-1568.
11. Everton S.K. Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing / S.K. Everton, M. Hirsch, P. Stravroulakis, R.K. Leach, A.T. Clare // *Materials & Design*. – 2016. – vol. 95. P. 431-445.
12. Mazzarisi M. Thermal monitoring of laser metal deposition strategies using infrared thermography / M. Mazzarisi, A. Angelastro, M. Latte, T. Colucci, F. Palano, S.L. Campanelli // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2023. – V. 85. P. 594-611.
13. Grujić K. A Review of Thermal Spectral Imaging Methods for Monitoring High-Temperature Molten Material Streams // *Sensors*. – 2023. – V. 23. № 3. P. 1130.
14. Shogenji R. Multispectral imaging using compact compound optics / R. Shogenji, Y. Kitamura, K. Yamada, S. Miyatake, J. Tanida // *Optics Express*. – 2004. – V. 12. № 8. P. 1643.
15. Campbell A.J. Measurement of temperature distributions across laser heated samples by multispectral imaging radiometry // *Review of Scientific Instruments*. 2008. V. 79. № 1.
16. Dai R. Temperature measurement in laser–metal processing using optical sensing: Radiometric calibration and validation of a multispectral camera / R. Dai, A. Cohen, T. Stoll, K. Wudy, F. Kizel // *Measurement*. – 2025. – V. 242. P. 115896.
17. Kim J. Crosstalk Correction for Color Filter Array Image Sensors Based on Lp-Regularized Multi-Channel Deconvolution / J. Kim, K. Jeong, M.G. Kang // *Sensors*. – 2022. – V. 22. № 11. P. 4285.
18. Batshev V.I. Multispectral video camera optical system / V.I. Batshev, A.V. Krioukov, A.S. Machikhin, A.A. Zolotukhina // *Journal of Optical Technology*. – 2023. – V. 90, No. 11. P. 706-712.

19. Bykov A. Four-Wavelength Thermal Imaging for High-Energy-Density Industrial Processes / A. Bykov, A. Zolotukhina, M. Poliakov, A. Belykh, R. Asyutin, A. Korneeva, V. Batshev, D. Khokhlov // *Journal of Imaging*. – 2025. – V. 11. № 6. P. 176.
20. Lagarias J.C. Convergence Properties of the Nelder-Mead Simplex Method in Low Dimensions / J.C. Lagarias, J.A. Reeds, M.H. Wright, P.E. Wright // *SIAM Journal on Optimization*. – 1998. – V. 9. № 1. P. 112-147.
21. Lai X. Heat and mass transfer in electron beam additive manufacturing / X. Lai, G. Yang, Y. Wang, Z. Wei // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2023. – V. 259. P. 108613.

Электронная нагрузка на 60 кВ, 30 кВт для тестирования источников питания электронной пушки¹

Убиенных Б.И.

Ubiennykh Boris.

ООО «Научно-производственная компания «Томские электронные технологии»», Томск, Россия.

Аннотация. Развитие источников питания электронных пушек сдерживается отсутствием эквивалента электронной пушки, который можно было бы применять в качестве нагрузки при испытаниях вместо водяных сопротивлений и трудоёмких натуральных испытаний. Электронная нагрузка является таким эквивалентом. Она выполнена на базе высоковольтных электровакуумных приборов и обеспечивает глубокую степень имитации стационарных и переходных процессов, происходящих при сварке. Это обусловлено тем, что электрофизические процессы в электровакуумных приборах и в пушке имеют одинаковую физическую природу. Управляемость электровакуумных приборов преобразовала вероятностные переходные процессы в управляемые. Приведены результаты тестирования блоков питания. Продемонстрировано тестирование сварочных процессов. Параметры электронной нагрузки могут быть масштабированы на любой уровень напряжений и токов, используемых в электронно-лучевом оборудовании.

Ключевые слова: электронная пушка, эквивалент нагрузки, вакуумный коммутатор, электрический пробой, электронная лампа, блок питания.

Abstract. Progress in the production of electronic pu-shok power supplies has been hampered by the lack of an electronic gun equivalent that could be used as a test load instead of water resistance and time-consuming field tests. The electronic load presented in the article is such an equivalent of an electronic gun. It is made on the basis of high-voltage electric vacuum devices. The electronic load during tests of power supplies provides a deep degree of imitation of stationary and transient processes occurring during welding of products. This is due to the fact that electrophysical processes in electric vacuum devices and in a gun have the same physical nature. The controllability of electric vacuum devices made it possible to exclude the probabilistic nature of transients and turn it into a controlled one. The results of testing factory power supplies are shown. Demonstrated the possibility of testing welding processes. Electronic load parameters can be scaled to any level of voltages and currents used in electron beam equipment.

Keywords: electron gun, equivalent load, electronic load, vacuum commutator, electrical breakdown.vacuum tube, power supply.

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных в связи с производственной необходимостью.

Введение

Анализ развития электронно–лучевого сварочного оборудования за последнее десятилетия показывает бурное развитие источников высокого напряжения (ИВН) для питания сварочных пушек и отсутствие прогресса в таком важном сегменте, как нагрузка (нагрузка, предназначенная для настройки и тестирования ИВН). Уже десятилетиями для испытаний используются электронно-лучевые установки и активные сопротивления, (проволочные, водяные). На фоне возросших требований к стабильности режимов сварки и безотказности сварочного оборудования такие нагрузки и методы испытаний не позволяют выполнить качественную настройку и испытания ИВН. Кроме того, они пассивны, трудоёмки, не поддаются автоматизации. Сегодня нагрузка превратилась в фактор сдерживания прогресса - "слабое звено" в производстве сварочного оборудования. Решение проблемы лежит в создании эквивалента электронной пушки. Эта задача сложная, учитывая диапазон напряжений ИВН (10 – 150) kV, мощности (5 – 150 и более) kW. Несмотря на практически готовое техническое решение, опубликованное в [1, 2, 3] и его пропагандировании, до настоящего времени такое устройство промышленностью не создано, поэтому задача по разработке концепции эквивалента (электронная нагрузка) и его практической реализации актуальна.

Постановка задачи

Разработать техническую концепцию нагрузки (эквивалент пушки), изготовить нагрузку, провести тестирование ИВН.

Ключевые требования к нагрузке: обеспечить физическое подобие процессов в пушке и в нагрузке; обеспечить управляемую генерацию стационарных и переходных процессов.

Техническая концепция эквивалента пушки

Концепция разработана на основе следующих положений: электрофизические стационарные (генерация электронного пучка) и переходные процессы (электрические пробои, КЗ, и т.п.) в пушках и ЭВП имеют одинаковую физическую природу, достаточно хорошо изучены [4,5,6] и могут быть воспроизведены ЭВП; эквивалент пушки можно создать путём комбинации ЭВП; промышленностью освоено производство ЭВП с необходимыми характеристиками.

Выбор ЭВП для нагрузки

Аналогом электронной нагрузки выбрана триодная пушка (производство ТЭТа) с параметрами: ускоряющее напряжение 60 kV и ток 200 mA. Мощность нагрузки должна соответствовать мощности питающего данную пушку ИВН, что составляет 12 kW.

Из существующих, в настоящее время ЭВП в качестве эквивалента стационарного режима, была выбрана лампа - электронно-лучевой вентиль. ЭЛВ 200/1 (ЭЛВ) , а для моделирования переходных процессов – вакуумный

управляемый разрядник РВУ-47, вакуумные дугогасительные камеры КДВ10 - 20/ 630, КДВ1/ 1,14-250, вакуумный переключатель ПВ1 (10 kV. нестандартный). В эту же группу добавлен шаровой разрядник (ШР) для моделирования перекрытий наружной изоляции пушки.

При решении о применимости КДВ и РВУ принималось во внимание не рабочее напряжение ЭВП, а испытательное. Кроме того, электрическая прочность вакуумной изоляции ЭЛВ, КДВ, РВУ значительно выше напряжения перекрытия наружной изоляции, поэтому, с целью создания запаса по рабочему напряжению была выполнена координация изоляции: на керамические корпуса "наращена" дополнительная изоляция герметиком Викасинт У4-21. Испытания постоянным напряжением показали, что электрическая прочность изделий достигает 80 kV. Внешний вид ЭВП показан на рис.1. Токовые параметры ЭЛВ 200/1 – (0 – 1) А, мощность 30 kW при водяном охлаждении анода. Токи, коммутируемые КДВ, РВУ исчисляются тысячами ампер – неограниченный запас.

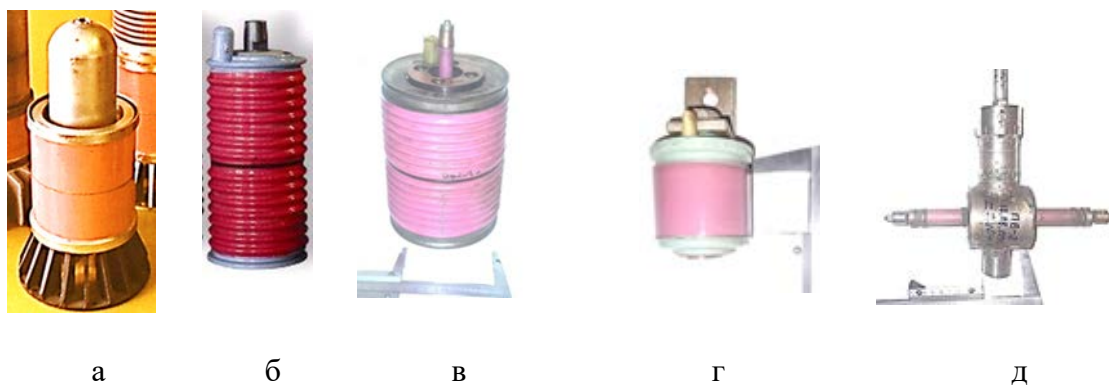


Рис. 1.: а – ЭЛВ200/1; б - КДВ10 - 20/ 630; в - РВУ-47; г - КДВ1/ 1,14-250; д - ПВ-1

Для управления коммутацией КДВ, РВУ, ЭЛВ (дискретно) используется сжатый воздух (0-6) кг/см² пневмосистемы 20. К каждому коммутатору подсоединён пневмопривод. Следовательно, систему "КДВ – пневмопривод" правильнее называть "вакуумный коммутатор". Система управления сжатым воздухом не подвержена помехам и обеспечивает высоковольтную развязку на любой уровень напряжения.

Устройство и работа электронной нагрузки (ЭН)

ЭН (схема на рис.2) состоит из следующих изделий: коммутаторы ШР, КДВ, РВУ, активная нелинейная нагрузка ЭЛВ. РВУ управляется блоком поджига, в составе которого КДВ1, накопительный конденсатор, блок заряда на 12 kV. Блок заряда 1 состоит из повышающего трансформатора и выпрямителя, на вход которого поступает высокочастотное напряжение 30 V от преобразователя 7 через разделительный трансформатор. ЭЛВ содержит систему водяного охлаждения анода; регулируемый выпрямитель 2, (0 - 1,5) kV для управления током нагрузки; блок дискретного управления нагрузкой (поз. 4,15), состоящим из ВП1 и пневмопривода; трансформатор накала катод-

да 6 (9 V, 8 A, 50 Гц) с изоляцией между обмотками 60 kV. Каждое изделие выполнено в виде автономного модуля, используется как в комбинации с другими, так и отдельно. Коммутаторы КДВ, ШР и др. управляются сжатым воздухом посредством пневмоклапанов 21, диэлектрических шлангов 16 – 19, пневмоприводов 12 - 15. Разряд в РВУ инициируется подключением конденсатора, заряженного до 12 kV, к выводу поджигающего электрода коммутатором 3 с приводом 14. Конструкция ЭН показана на рис.3.

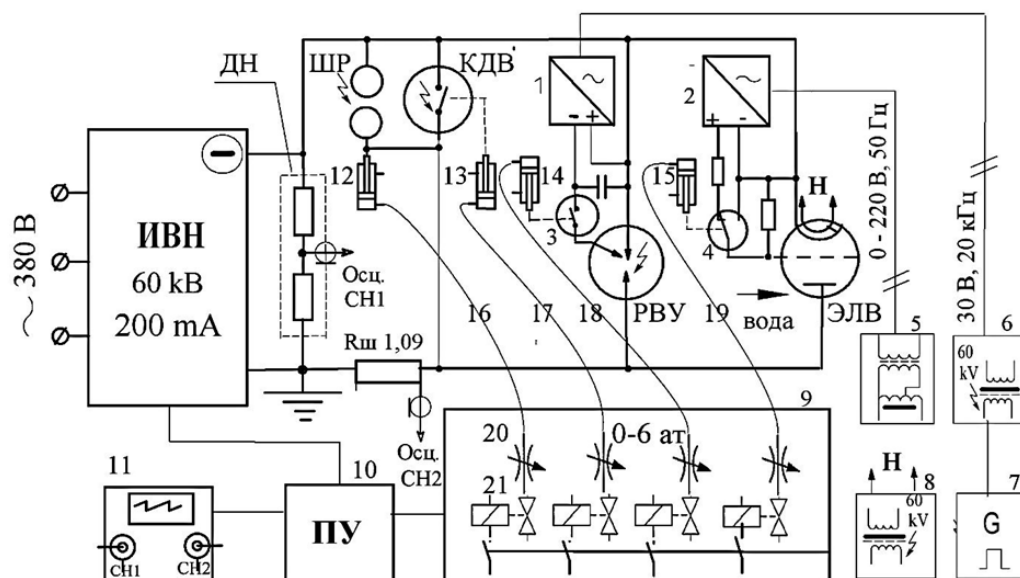


Рис.2. Функциональная схема электронной нагрузки. Пояснения в тексте.



Рис.3. Электронная нагрузка: 60 kV, 1 A, 30 кВт; рентгеновская защита снята.

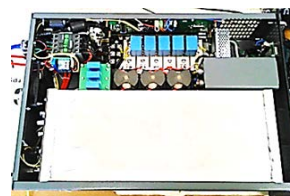
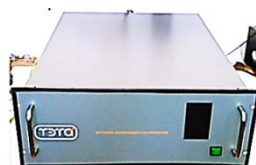


Рис.4. Тестируемый блок: 60 kV, 200 mA, 12 kW (ТЭТа).

Объект тестирования - ИВН ТБДК.468332.002ПС рис.4. Назначение блока: формировать стабильное ускоряющее напряжение для питания электронно-лучевой пушки, ограничивать ток в режиме перегрузок, отключать выходное напряжение в случае пробоя с последующим перезапуском.

Программа тестирования (ПТ) автономного ИВН: проверка стабильности и регулируемости в рабочем режиме (РР) напряжений (10 – 60) kV, токов (0 -200) mA и мощности 12 kW; реакция ИВН при превышении токов и

напряжений, при пробое КЗ нагрузки в режиме ХХ и в РР; внезапный переход из РР в режим ХХ и др. комбинации аварийных и РР; формирование переходных процессов различными коммутаторами; работа ИВН при импульсном режиме нагрузки.

Методика тестирования. ИВН подключается к нагрузке одножильным кабелем. Все ЭВП и ШР соединены параллельно между собой или подключаются к ИВН поочередно. Напряжение на нагрузке задаётся ИВН, а ток регулируется ЭЛВ. Далее выполняются операции, предписанные ПТ. Напряжения и токи регистрируются ДН, Рш и осциллографом TDS1012B. Критерии успешного тестирования: отсутствие аварийного отключения ИВН от сети питания, стабильность режима при мощности 12 kW, отключение напряжения при пробоях и КЗ нагрузки на 10 ms с последующим его восстановлением, отсутствие пробоев в ИВН.

Тестирование выполнено по полной программе.

Результаты тестирования автономного ИВН

Итоги тестирования: ИВН успешно прошёл тестирование в течение 30 мин; ЭН безотказно имитировала рабочие и аварийные режимы; при тестировании проведено сравнение функциональных возможностей имитаторов переходных процессов; результаты подтверждены осциллограммами. Некоторые осциллограммы представлены на рис.5,6.

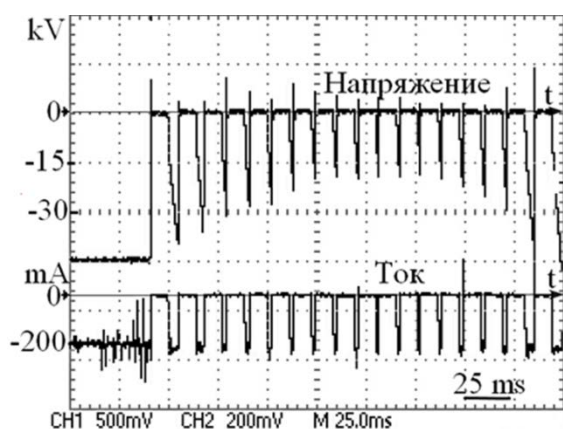


Рис.5. Реакция ИВН на серию пробоев ШР; рабочий режим: 45 kV, 200 mA.

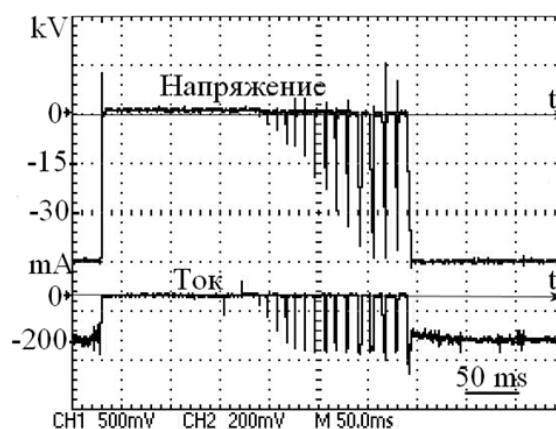


Рис. 6. Реакция ИВН на КЗ нагрузки КДВ; рабочий режим: 45 kV, 200 mA.

Тестирование ИВН+БФП

При проведении сварочных операций ИВН находится под управлением блока формирования пучка (БФП), который питает катодно-подогревательный узел и Уэ пушки. Влияние пробоев и КЗ между электродами эмиссионной системы на поведение электронного луча описано в [4, 5] и даны рекомендации по корректировке алгоритма сварки с учётом этих явлений.

Тестирование ИВН проводилось на сварочной установке, а в качестве нагрузки ИВН использовалась пушка. ПТ: во время проведения сварочного

процесса между Уэ и катодом, между Уэ и землёй производятся КЗ вакуумным коммутатором (КДВ). При этом регистрируется реакция системы ИВН + БФП. Подключение к электродам пушки КДВ производится через соединительная муфта (муфта) (рис.7, 8). Корпус 1 муфты изготовлен из оргстекла. Внутри расположены проводники, соединяющие одноимённые контакты разъёмов. К каждому проводнику подключены высоковольтные кабели. Муфта подключается к БФП и пушке штатными кабелями через разъёмы 2,8,10,11. Такое устройство позволяет подключать к электродам пушки через жилы кабеля измерительные приборы 5,6,7, а КДВ 1, 2 имитировать пробой в пушке, заставляя ИВН реагировать на них. При этом электроды пушки не подвергаются эрозии. Схема тестирования приведена на рис.

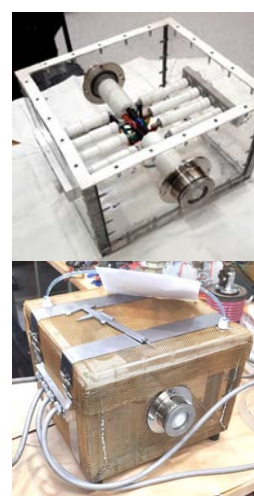
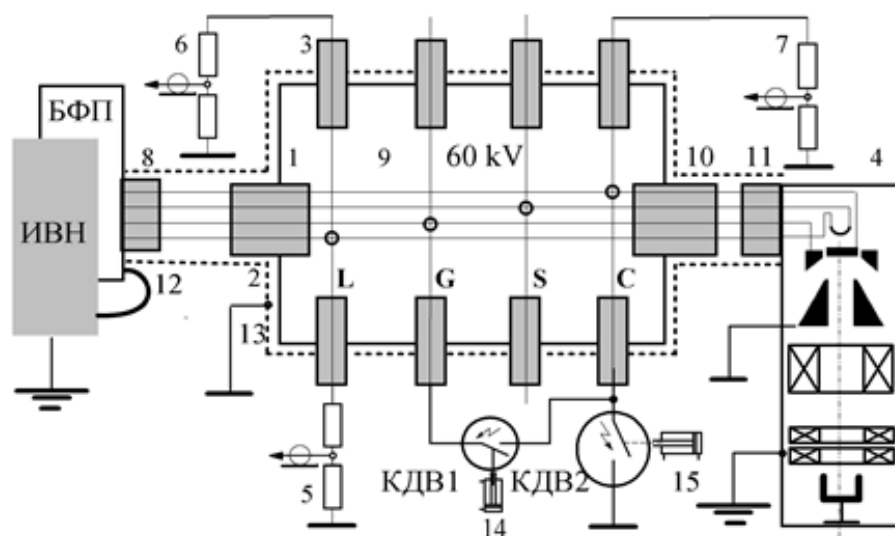


Рис.7. Схема тестирования ИВН+БФП: 1 - изоляционный корпус муфты; 2, 3, 8, 10, 11 - высоковольтные разъёмы; 4 – электронная пушка; 5,6,7 – делители напряжения; 9 – высокопотенциальные проводники; 12 - высоковольтный кабель; 13 – сетчатый экран; 14,15 – пневмоприводы; L,G,S,C – маркировка проводников – накал, Уэ, накал, катод.

Рис.8. Соединительная муфта: верхнее фото - муфта без экрана; нижнее - муфта в сборе.

Тестирование показало: результаты тестирования положительны; при замыкании Уэ и катода блок питания Уэ снижает напряжение до 28 V, а ИВН отключает напряжение на 10 ms, затем периодически восстанавливает его с периодом 10 ms до устранения КЗ. Осциллограммы приведены на рис.9,10.

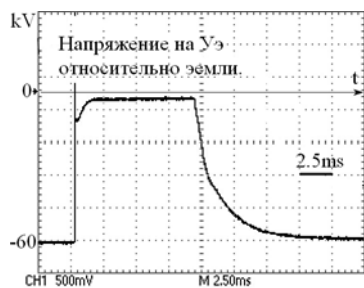
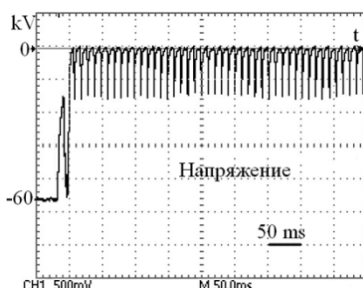
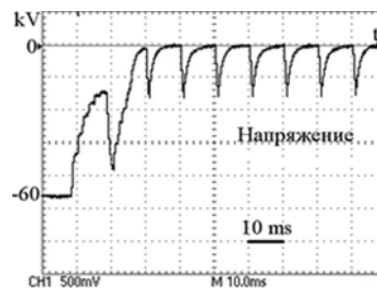


Рис.9. Реакция ИВН на



а



б

"естественный" пробой Рис10. : а - реакция ИВН на КЗ Уэ - катод; б – пушки..
увеличенный масштаб, напряжение $U_{э} = 2,2 \text{ kV}$, ток 80 мА.

Заключение

Разработана и изготовлена электронная нагрузка на базе электровакуумных приборов ЭЛВ, РВУ, КДВ и проведено тестирование ИВН в диапазонах: напряжений (10 – 60) kV, токов 0- 250 mA, мощности 12 kW.

В процессе тестирования нагрузка продемонстрировало глубокую степень имитации стационарных и переходных процессов, происходящих в сварочной пушке, что подтверждено осциллограммами.

Отличительной особенностью данной нагрузки является управляемый характер переходных процессов, что сокращает время тестирования и позволяет программировать количество аварийных и рабочих режимов, а также автоматизировать процесс тестирования.

Используемые технические решения позволяют масштабировать нагрузку на весь диапазон токов и напряжений, используемый в электронно-лучевом сварочном оборудовании, так как электровакуумные приборы позволяют параллельное и последовательное соединение, а пневматическая система управления обеспечивает высоковольтную развязку на любой уровень напряжения.

Показана возможность замены дефицитных ламп на электронную пушку с постоянной откачкой.

Электронная нагрузка может быть рекомендована в качестве эквивалента электронной пушки для всех категорий испытаний ИВН.

Список литературы

1. Вишневецкий В.И., Гриц Ю.А.. Регулируемый эквивалент нагрузки. ПТЭ.1963. № 3.с.180 -181.
2. Iijima A and Tsukamoto. Dummy Load Equipment with Similar Characteristics by Using Electron Beam for Electrostatic Precipitator .11. 6. (1987) 453-461
3. Переводчиков В.И. Универсальная управляемая электронная нагрузка для испытаний высоковольтной аппаратуры / Переводчиков В.И, А.В. Щербаков, И.М. Трухачёв, Б.И Убиенных // Актуальные проблемы электронного приборостроения: Тезисы. докл. 11-й Международной конф. (Новосибирск 19 - 20 сентября 2012). – Новосибирск 2012.
4. Схемотехника управления током сварочного пучка электронов/О. К. Назаренко. — Киев: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2013. — 56 стр.
5. Щербаков А.В., Беневольский Е.С. Коммутационные процессы в источниках питания сварочных электронных пушек при возникновении высоковольтных пробоев // Сварочное производство -2010, №10, с. 18-23.
6. Вакуумные дугогасительные камеры. Сборник статей сотрудников ВЭИ. Составители А.А. Перцев и Л.А. Рыльская. –Рязань:издательство"Рязанский издательский дом", 2008 -392с

Современные тенденции применения тепловизионной техники в электронно-лучевых технологиях

Усов Д.М., Щербаков А.В.

НИУ МЭИ, Москва, Россия

Аннотация. Проведена классификация процессов электронно-лучевого нагрева и инфракрасных камер различных спектральных диапазонов. Установлены параметры, необходимые для выбора тепловизионного оборудования. Показаны основные тенденции применения инфракрасной техники для мониторинга и управления параметрами процессов электронно-лучевой обработки материалов.

Ключевые слова: электронно-лучевая технология, тепловизионные камеры, тепловизоры, мониторинг процессов сварки и плавки, аддитивные технологии.

Abstract. A classification of electron beam heating processes and infrared cameras for various spectral ranges is provided. Parameters necessary for selecting thermal imaging equipment are established. The main trends in the application of infrared technology for monitoring and controlling the parameters of electron beam material processing processes are presented.

Keywords: Electron beam technology, thermal imaging cameras, thermal imagers, monitoring of welding and melting processes, additive technologies.

Введение

Электронно-лучевая обработка основана на выделении тепла при торможении потока электронов в материале. Высокая концентрация энергии обеспечивает плотности теплового потока до $10^6 \dots 5 \cdot 10^8$ Вт/см² [1], что позволяет обрабатывать ограниченные зоны без перегрева всего изделия. Основное применение получили такие технологии, как сварка, сварка-пайка, обработка поверхности и аддитивное формообразование изделий из металлических материалов [2]. Все перечисленные процессы реализуются при температурах, превышающих температуры плавления металлов.

Важным условием для обеспечения воспроизводимости результатов является контроль температуры поверхности и температурных перепадов. Тепловизионный метод является более перспективным, так как позволяет измерять распределение температуры по поверхности изделия, в отличие от пирометра, который дает данные только о локальной температуре [3].

Получение информации о распределении температуры в виде цифрового изображения позволяет использовать это изображение не только для мониторинга, но и для управления процессом.

Классификация технологий электронно-лучевого нагрева

В зависимости от решаемой технологической задачи можно выделить пять групп процессов электронно-лучевой обработки: плавка, обработка поверхности, абляция, сварка и аддитивное формообразование [4-6]. Более подробную классификацию можно увидеть на рисунке 1.



Рисунок 1 – Классификация технологий электронно-лучевого нагрева

Выбор средства тепловизионного контроля зависит от технических параметров групп процессов электронно-лучевой обработки. Например, процессы плавки являются наиболее энергоемкими: мощность серийных печей составляет до 1,2 МВт, а достижимая эквивалентная плотность теплового потока варьируется от 10^3 до 10^6 Вт/см² [7]. Размеры жидкой ванны варьируются от 20 до 40 мм для установок зонной плавки [8] и до 500 мм для печей с капельным переносом металла [5, 6, 7-9].

В отличие от плавки, четыре другие группы процессов реализуются со значительно меньшими мощностями пучков (до 60 кВт), и в них применяются остросфокусированные пучки электронов (плотность тепловых потоков может составлять до $5 \cdot 10^8$ Вт/см²) [10]. При контроле распределения температуры в изделии температура может изменяться от температуры окружающей среды (ТА) до температур, близких к температурам кипения (ТВ) сплавов. Это обстоятельство требует, чтобы динамический диапазон прибора позволял измерять температуры в таком широком диапазоне.

Критерии выбора спектрального диапазона тепловизионной камеры

Производители тепловизионных систем указывают, что наилучшим вариантом для обеспечения точности при измерениях на металлических поверхностях являются системы, работающие в NIR (Near Infrared) и SWIR

(Short-Wave Infrared) областях спектра 8,9 [11-17]. Для измерения в области температур плавления сталей и других конструкционных материалов для минимизации погрешностей измерения необходимо использовать ближнюю и коротковолновую область спектра.

Все приборы могут реализовать два основных метода измерения температуры:

- радиационный метод, основанный на законе Стефана-Больцмана;
- цветовой метод, или метод спектрального отношения, учитывающий закон смещения Вина 10 [18].

Разработчики приборов стремятся использовать преимущества цветového метода, широко применяемого сегодня в серийно выпускаемых пирометрах спектрального отношения, и в области тепловидения.

Тепловизионные системы классифицируются по спектрам регистрируемого оптического излучения. Все серийные приборы, имеющие температурную градуировку – это моноспектральные камеры, проводящие регистрацию в одном, фиксированном интервале длин волн.

Многоспектральные тепловизионные системы можно разделить на две основные группы: двухспектральные и гиперспектральные. Следует сразу сказать, что практически все двухспектральные камеры, за исключением камер для систем ночного видеонаблюдения и безопасности 11 [19], являются экспериментальными разработками 12, 13 [20-25]. Отдельно следует сказать о гиперспектральных камерах. Такие камеры являются чрезвычайно дорогими и используются в качестве научных приборов 14 [26].

Обзор существующих методов тепловизионного контроля

В последнее десятилетие резко возросло количество публикаций, в которых описывается применение тепловизионной техники для мониторинга процессов нагрева металлических материалов с применением электронного луча. Это связано, с повышенным интересом к аддитивным технологиям для изготовления металлических изделий, поскольку именно в этой области опубликовано наибольшее количество работ.

Следует отметить, что публикаций, посвященных применению тепловизионных камер для контроля электронно-лучевых процессов значительно меньше, по сравнению с работами, в которых камеры используются для мониторинга процессов лазерного 15 [27-30] и дугового нагрева 16 [31, 32], и это связано прежде всего с условиями съемки. При размещении тепловизора внутри вакуумной камеры на него будет направлен интенсивный поток теплоты, паров металла, и рентгеновское излучение, а при размещении снаружи необходимо учитывать спектральные характеристики защитного свинцового и оптического стекла 17 [33-35].

Значительная часть работ, в которых для съемки предлагается использовать NIR- и SWIR-диапазоны, посвящены процессам трехмерной печати изделий из проволочного сырья. В работах авторов из NASA 18 [36, 37] впервые были продемонстрированы перспективы применения различных

NIR-камер и SWIR-камеры для измерения распределений температуры в области жидкой ванны металла при послойной наплавке.

Наибольшее количество опубликованных работ в области применения тепловизионных камер для визуализации и контроля процессов электронно-лучевого нагрева посвящены процессу селективного электронно-лучевого плавления. В работе 19 [38] разработан алгоритм выявления дефектов типа несплавлений и пор, а также «вздутия» или провисания наплавляемой поверхности, и обоснована возможность применения алгоритма для послойной коррекции программы построения изделия в процессе печати.

Особенный интерес представляют работы, в которых тепловизионные изображения используются для организации обратной связи для управления процессом 20 [39-41]. Однако пока такие системы находятся лишь на стадии апробирования.

Обсуждение результатов анализа и перспективы развития

Проведенный анализ показал интенсивный рост публикаций, связанных с применением тепловизионной техники в электронно-лучевых технологиях за последние 10-12 лет. Другая выявленная тенденция – широкое внедрение для съемки технологических процессов камер ближнего (NIR) и коротковолнового (SWIR) диапазонов. Внедрение NIR- и SWIR-камер позволит повысить точность измерений вблизи температур плавления металлов примерно на порядок.

В основной массе опубликованных работ описано применение инфракрасных камер для мониторинга процессов или неразрушающего контроля, однако появляется все больше работ, в которых ставятся задачи для применения инфракрасных изображений для непрерывного управления процессом.

Общее число публикаций, посвященных тепловизионному контролю процессов электронно-лучевого нагрева значительно уступает числу публикаций, связанных с применением тепловизоров для лазерной, дуговой и плазменной технологий.

Это связано с высокой технической сложностью применения ИК-камер: интенсивное воздействие температуры, рентгеновского излучения и потока паров металла внутри вакуумной камеры.

Технической сложностью применения ИК-камер на установках электронно-лучевой обработки материалов можно объяснить и то, что в данном сегменте технологии пока не применялись двухспектральные системы, апробация которых уже проводилась для технологий селективного лазерного плавления. Двухспектральная съемка может применяться для повышения точности измерения температуры, так как используется цветовой метод, или метод спектрального отношения. Поэтому применение двухспектральной съемки можно считать перспективным решением и для технологий электронно-лучевого нагрева.

Заключение

1. Проведена классификация процессов электронно-лучевого нагрева металлических материалов и установлены целевые температурные диапазоны, а также соотношения размеров жидкой ванны и области тепловизионной съемки для каждого типа процессов.

2. Установлено, что для технологий, в которых необходимо измерение в области температур плавления металлов с достижимой чувствительностью 2-4°С необходимо использовать тепловизионные приборы с фотодетекторами видимой, ближней и коротковолновой инфракрасных областей.

3. Для аддитивных технологий на базе электронно-лучевой наплавки с подачей материала в виде проволоки преимущественно применяются инфракрасные камеры NIR- и SWIR-диапазона.

4. В настоящее время наибольшее количество работ опубликовано в области применения тепловизионных систем для мониторинга и управления процессом селективного электронно-лучевого плавления.

5. Показаны перспективы внедрения двухспектральных методов тепловизионной съемки, реализующих цветовой метод измерения температуры.

Список литературы

1. Основы электронно-лучевой обработки материалов / Н.Н. Рыкалин, И.В. Зуев, А.А. Углов. – М. : Машиностроение, 1985
2. Карпова Т.В. Электронно-лучевая сварка и смежные технологии: что нового? // Ритм машиностроения, 2024, №2, с. 42-47
3. И. Ю. Бакеев, А. А. Зенин, А. С. Климов, Е. М. Окс. Распределение тепловых полей при электронно-лучевой обработке кварцевого стекла плазменным источником электронов // Прикладная физика, 2018, № 2, с. 5-9
4. R. Zenker, A. Buchwalder. The electron beam can do more than surface hardening / Proceedings of the 26th International Congress on Metal Science and Heat Treatment / Moscow, Metallurgizdat, 2019, 30-33
5. Choudhury, E. Hengsborg. Electron Beam Melting and Refining of Metals and Alloys (Review) // ISIJ International, Vol. 32, 1992, No. 5, pp. 673-681
6. Online: https://www.ald-vt.com/wp-content/uploads/2017/10/RU_EB_kl.pdf. Дата обращения 06.04.2025.
7. Karl-Heinz Leitz et al. / Physics Procedia 39 (2012) 881 – 892
8. Truong, V.-D.; Hyun, Y.-T.; Won, J.W.; Lee, W.; Yoon, J. Numerical Simulation of the Effects of Scanning Strategies on the Aluminum Evaporation of Titanium Alloy in the Electron Beam Cold Hearth Melting Process. Materials 2022, 15, 820.
9. U Liess et al 2018 J. Phys.: Conf. Ser. 1089 012010
10. А. В. Фрунзе. Пирометры спектрального отношения: преимущества, недостатки и пути их устранения // Фотоника. 2009. № 4 (16). С. 32-37.
11. Онлайн: <https://divitec.ru/catalog/teplovizory/teplovizionnye-kamery-videonablyudeniya-ptz-kupolnyy-teplovizor/divitec-dt-tz4235-f75-dvukhspektralnyy-skorostnoy-ptz-teplovizor/>
12. E.P.Whitenton. High speed dual-spectrum imaging for the measurement of metal cutting temperatures (2010 edition), NIST, USA, 2010
13. Y. An and S. Zhang, "High-resolution, real-time simultaneous 3D surface geometry and temperature measurement," Opt. Express, 24(13), 14552-14563, 2016; doi: 10.1364/OE.24.014552
14. Adão, T.; Hruška, J.; Pádua, L.; Bessa, J.; Peres, E.; Morais, R.; Sousa, J.J. Hyperspectral Imaging: A Review on UAV-Based Sensors, Data Processing and Applications for Agriculture and Forestry. Remote Sens. 2017, 9, 1110. <https://doi.org/10.3390/rs9111110>

15. S. J. Altenburg, A. StraÙe, A. Gumenyuk, C. Maierhofer. In-situ monitoring of a laser metal deposition (LMD) process: comparison of MWIR, SWIR and high-speed NIR thermography, Quantitative InfraRed Thermography Journal, 2020, DOI: 10.1080/17686733.2020.1829889
16. Baier, D.; Weckenmann, T.; Wolf, F.; Wimmer, A.; Zaeh, M.F. Underlying Methodology for a Thermal Process Monitoring System for Wire and Arc Additive Manufacturing. J. Manuf. Mater. Process. 2023, 7, 10. <https://doi.org/10.3390/jmmp7010010>
17. В.А. Майоров. Оконные стекла — состояние и перспективы // Оптика и спектроскопия, 2018, том 124, вып. 4, с. 559-573, DOI: 10.21883/OS.2018.04.45759.240-17
18. K. M. Taminger, C. S. Domack, J. N. Zalameda, B. L. Taminger, R. A. Hafley, E. R. Burke. In-process thermal imaging of the electron beam freeform fabrication process // Proc. SPIE 9861, Thermosense: Thermal Infrared Applications XXXVIII, 986102 (11 May 2016); <https://doi.org/10.1117/12.2222439>
19. Raplee, J., Plotkowski, A., Kirka, M. et al. Thermographic Microstructure Monitoring in Electron Beam Additive Manufacturing. Sci Rep 7, 43554 (2017). <https://doi.org/10.1038/srep43554>
20. Rodriguez E., Medina F., Espalin D., Terrazas C., Muse D., Henry C., MacDonald E., Wicker R. Integration of a thermal imaging feedback control system in Electron Beam Melting // Proceedings from the Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, August 2012, pp. 945–961

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ВЫСОТЫ ПЕРА ЛОПАТОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ МЕТОДОМ НАПЛАВКИ

Меркин С.А.

С7 ИНЖИНИРИНГ, г. Москва, Россия

Аннотация. Применение наплавки с использованием высококонцентрированных источников тепла для восстановления высоты пера лопаток из титанового сплава компрессора высокого давления газотурбинного двигателя.

Ключевые слова: компрессор высокого давления (КВД), лопатка ротора, рабочая лопатка, наплавка, плавление, титановые сплавы, лазерный луч, электронный луч, газотурбинный двигатель (ГТД).

Abstract. The use melting of high-concentration heat sources for repair the height of the blades of the rotor made of titanium alloy in the high-pressure compressor of a gas turbine engine.

Keywords: high pressure compressor (HPC), rotor blade, working blade surfacing, melting, titanium alloys, laser beam, electron beam, gas turbine engine (GTE).

Самолёты гражданской авиации ежедневно перевозят большое количество пассажиров и грузов, осуществляя перелёты как внутри страны, так и за её пределами с континента на континент. Преодолевая большие расстояния, самолёты пересекают несколько климатических поясов, сталкиваясь с различными атмосферными явлениями. В ходе эксплуатации возникают риски попадания в фюзеляж самолёта молний, в двигатель - птиц, мелких камешков, песка с взлётно-посадочной полосы и т.д., что приводит к скорейшему износу узлов и агрегатов самолёта. В условиях взлёта и посадки детали газотурбинного двигателя подвергаются интенсивному износу. Однако современные газотурбинные двигатели обладают высокой надёжностью, а их узлы и агрегаты, как правило, изготовлены из титановых и никелевых жаропрочных сплавов и способны работать длительное время, обеспечивая безопасность полётов. По достижению самолётом определённого количества циклов взлётов и посадок, согласно регламенту завода-изготовителя, газотурбинный двигатель (ГТД) передаётся в организацию уполномоченную проводить технический осмотр, инспекцию узлов и агрегатов, включая процесс дефектации компрессора высокого давления для выявления возможных дефектов на всех ступенях рабочих лопаток (HPC blades).

Компрессор высокого давления (КВД) состоит из девяти ступеней, рисунок 1. Первая ступень КВД состоит из 38 рабочих лопаток, вторая ступень

КВД состоит из 53 рабочих лопаток, третья ступень КВД состоит из 60 рабочих лопаток.

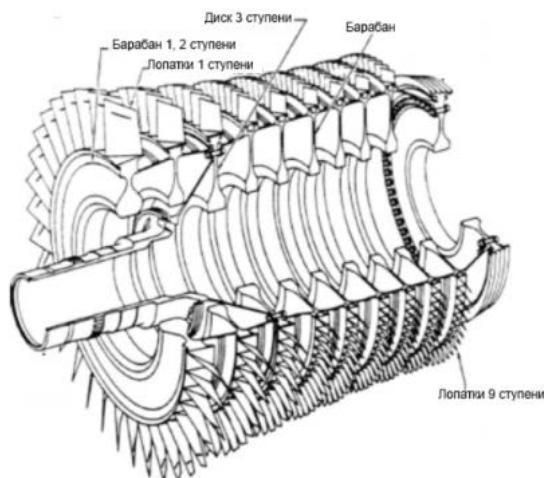


Рисунок 1. Компрессор высокого давления (КВД) [1]

Рабочие лопатки КВД с первой по третью ступень изготовлены из $\alpha+\beta$ титанового сплава, закреплены индивидуально на барабаннодисковой и дисковой части ротора. Лопатки установлены в осевые выточки соединений типа «ласточкин хвост» и зафиксированы в осевом направлении стопорным кольцом. Рабочие лопатки первой ступени имеют бандажные полки, что придаёт ступени большую жёсткость [2].

В ходе эксплуатации на пера рабочих лопаток компрессора высокого давления, изготовленных из титанового сплава, могут возникнуть следующие дефекты:

- Задиры;
 - Трещины;
 - Вмятины;
 - Питтинги;
 - Царапины на передней и задней кромках;
 - Эрозия на входной кромке;
 - Вырыв металла;
 - Критические изменения длины торца пера;
 - Критические изменения толщины входной кромки пера;
 - Критические изменения толщины выходной кромки пера;
 - Критические изменения длины хорды торца пера.
- Перечисленные дефекты показаны на рисунке 2.

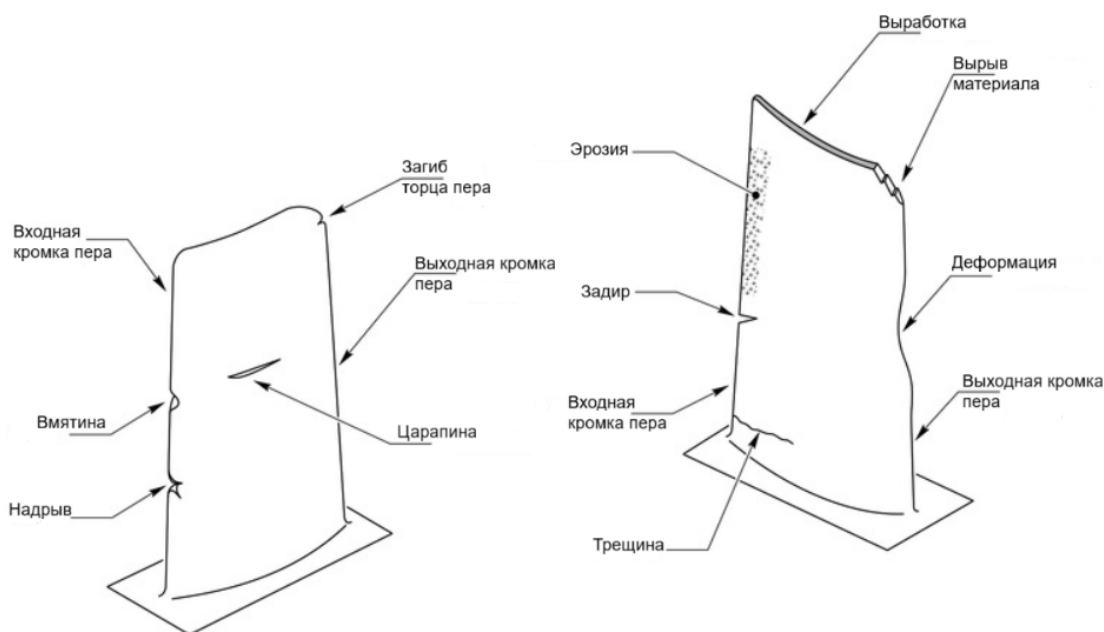


Рисунок 2. Возможные дефекты на рабочих лопатках компрессора ГТД [3]

Дефекты такие, как не глубокие питтинги, задир, вмятины, царапины, поверхностные трещины в допустимых для ремонта размерных лимитах, установленные заводом изготовителем - устраняется методом шлифования до состояния исключения критики проверяющих служб предприятия. Дефекты приводящие к изменению геометрии пера лопатки и влияющие на эксплуатационные характеристики, рабочие режимы компрессора высокого давления ГТД, бракуются или устраняют методом снятия лезвийной обработки повреждённых участков, выполняют наплавку на торце пера лопатки с применением присадочного материала до высоты достаточной для выполнения последующей лезвийной и шлифовальной постобработки. Наибольший интерес профильных предприятий представляет восстановление высоты пера лопаток из титанового $\alpha+\beta$ сплава с 1 по 3 степень компрессора высокого давления ГТД методом наплавки, рисунок 3.

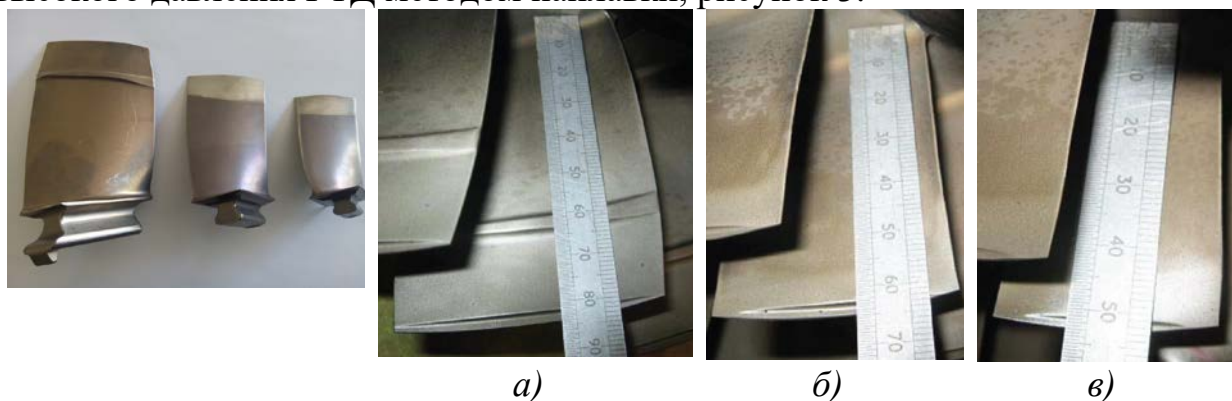


Рисунок 3. Рабочие лопатки КВД с 1 по 3 степень изготовленные из титанового сплава; а) 1 степень; б) 2 степень в) 3 степень

Толщина аэродинамического профиля лопаток с 1 по 3 ступень составляет ~2.1, ~2 и ~1.5 мм соответственно, а высота лопаток составляет ~80, ~62 и 51 соответственно [4].

Высокие эксплуатационные требования, предъявляемые к отремонтированным лопаткам с 1 по 3 ступень компрессора высокого давления ГТД, приводят к проработке выбора способа наплавки с использованием высококонцентрированных источников теплоты.

Выбор технологии наплавки с высококонцентрированными источниками

Высокие требования предъявляемые к качеству наплавляемых слоёв при выполнении ремонта рабочих лопаток с 1 по 3 ступень компрессора ГТД изготовленных из титанового $\alpha+\beta$ сплава, регламентируют обеспечить защиту сварочной ванны от взаимодействия атмосферного воздуха, уменьшить тепловложения в процессе наплавки для уменьшения вероятности коробления после наплавки, отсутствие пористости в металле шва и в около шовной зоне (ОШЗ), отсутствие горячих и холодных трещин в наплавленных слоях, обеспечить минимальную вероятность образования дефектов, несплошностей, повторяемость процесса, наибольшую производительность наплавки с минимально возможным временем обработки.

Высококонцентрированные источники делятся на традиционные лазерный и электронный луч с вариантами использования типов присадочных материалов, применяемых для процесса наплавки.

Присадочные материалы применяемые в процессе наплавки с использованием высококонцентрированных источников тепла можно поделить на классы, компактные и сыпучие (дискретные) и по способу ввода присадочного материала в сварочную ванну – прямой и селективный (с заполнением рабочей зоны для построения металлическим порошком), рисунок 4.

Ввиду широкого применения источников лазерного излучения и основных характеристик, имеющие большое значение для сварки, наплавки — это расходимость излучения, определяющая размеры пятна после фокусировки, мощность и её временная зависимость, длительность импульса, а также благодаря малой расходимости излучения можно получать диаметр пятна после фокусировки размером до нескольких сотых долей миллиметра. Наиболее часто в сварочных установках применяют генераторы лазерного излучения с энергией до 10 – 50 Дж при длительности импульса до 10 мс. При этом плотность мощности в пятне достигает значений 10^8 Вт/мм².

Вследствие высокой тепловой мощности в зоне сварки/наплавки для соединения деталей требуется минимальное количество теплоты. Это обуславливает малую зону нагрева и высокую локальность сварки/наплавки, тем самым лазерное излучение получило большую популярность сварки и наплавки прецизионных деталей [5].

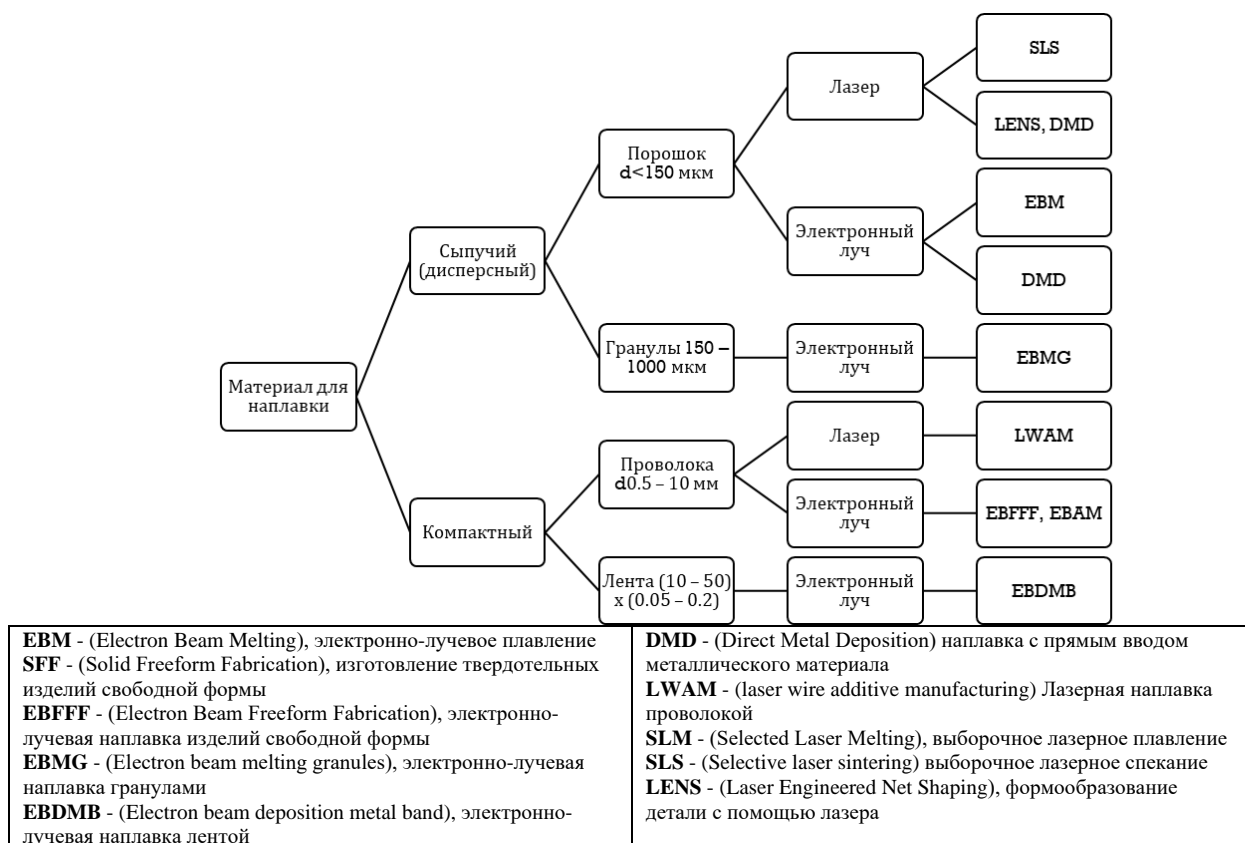


Рисунок 4. Классификация способов прецизионной наплавки по типу наплавляемых материалов

Для выполнения наплавки на торце пера лопатки компрессора ГТД наиболее подходящие две технологии DMD и LWAM использующие лазерное излучение. Технология Direct Metal Deposition (DMD) – наплавка прямого ввода металлического присадочного материала в зону расплава с использованием коаксиальной подачи порошка, рисунок 5.

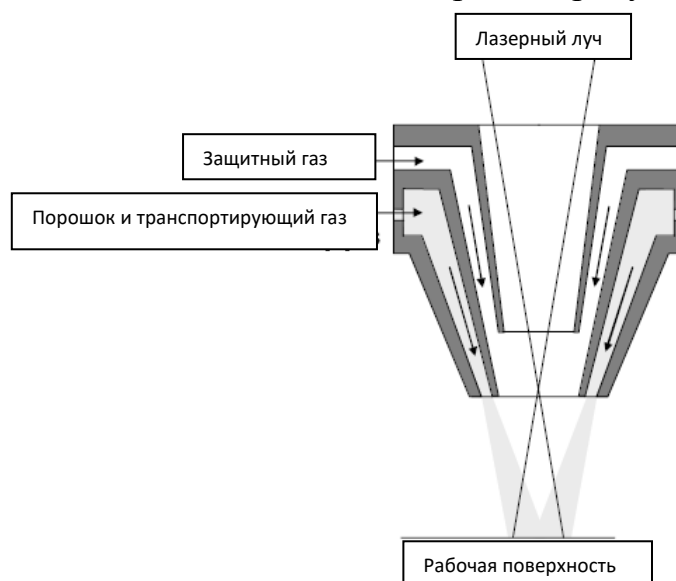
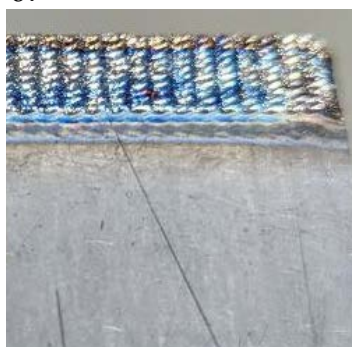


Рисунок 5. Коаксиальная подача присадочного материала технологии Direct Metal Deposition

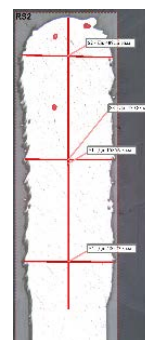
Коаксиальная подача металлического порошка с интегрированной оптической системой имеет преимущество в регулировании производительности процесса за счёт прямой зависимости от объёма подаваемого металлического порошка питателем.

Другим преимуществом коаксиального порошкового питателя, это контроль нагрева порошка до ввода в сварочную ванну, что увеличивает эффективность. Однако не на всех деталях, возможно, использовать коаксиальное сопло ввиду большой занимаемой площади сопла [6].

Проводились эксперименты наплавки на конструктивно-подобных образцах с использованием технологии DMD, коаксиальной подачей металлического порошка, наплавляемого на торце образца, изготовленного из титанового сплава ВТ6. В качестве присадочного материала для наплавки использовался металлический порошок титанового сплава ВТ6, фракцией 50 – 100 мкм. Первые эксперименты наплавки 20 слоёв проходили без дополнительной защиты сварочной ванны на мощностях от 250 до 400 Вт, что приводило к значительному окислению основного и присадочного материала, а также возникновению большого количества искр, результатом такой наплавки являлось образования внутренней пористости и несплошностей, рисунок 6.



а.



б.

Рисунок 6. Наплавленный образец без дополнительной газовой защиты; а) с цветами побежалости; б) темплет образца с обнаруженными порами и несплошностями

Ввиду хаотичного движения металлических гранул внутри транспортирующего газа непосредственно над поверхностью сварочной ванны и высокой скорости протекания процесса наплавки, часть гранул расплавлялась и наполняло сварочную ванну расплавом, а другая часть гранул спекалась друг с другом, образуя между гранулами пустоты, что приводило к образованию пористости, несплошностей.

С увеличением мощности в импульсе до 700 Вт, изменения скважности импульса, с дополнительной защитой уменьшилось количество спекаемых гранул, тем самым наплавляемая поверхность стала более гладкой, но уменьшить вероятность образования пор, несплошностей и цветов побежалости не удалось, рисунок 7.



а)



б)

Рисунок 7. Выполненная наплавка на конструктивно-подобном образце с использованием дополнительной газовой защиты; а) с обнаруженными цветами побежалости; б), темплет образца с обнаруженными порами и несплошностями

Из-за невозможности обеспечить достаточную газовую защиту сварочной ванны, основного материала, уменьшить вероятность образования пор и несплошностей, было принято решение перейти на технологию LWAM.

Технология Laser wire additive manufacturing (LWAM) – лазерная наплавка проволокой заключается в боковой подаче присадочной проволоки в зону сварочной ванны с использованием подающего механизма и фидера, рисунок 8.

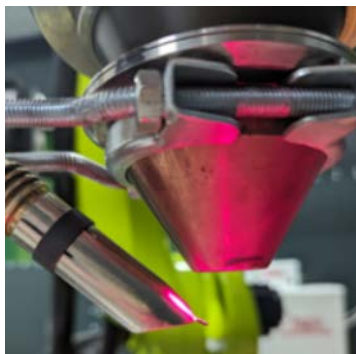


Рисунок 8. Фидер подачи присадочной проволоки и сварочная головка технологии LWAM

С использованием технологии LWAM проводилась отработка возможности восстановления торца пера лопатки компрессора 1 – 3 ступени на конструктивно-подобных образцах имитаторах, изготовленных из титанового сплава ВТ6. Т.к. толщина профиля торца пера лопатки 1 – 3 ступени варьируется от 0,3 – 2 мм, то в процессе наплавки использовалась предварительно подготовленная присадочная проволока из титанового сплава ВТ6, диаметром 1,2 – 1,6 мм.

Процесс наплавки проводился на режимах 550 – 750 Вт в импульсе со скважностью 3 с дополнительной защитой сварочной ванны, заключающиеся в боковом подводе инертного газа, для уменьшения влияния атмосферного воздуха на наплавляемый материал. В результате предварительно подготовленной сварочной проволоки, химической, механической обработки образцов, удалось уменьшить образование цветов побежалости, но осталась высокая вероятность образования пористости, рисунок 9. Процесс наплавки проводился с временным интервалом между наносимыми слоями, суммарно

наплавка одного конструктивно-подобного образца рабочей лопатки занимала 40 – 45 минут при нанесении 10 – 12 слоев присадочного материала.



а)



б)

Рисунок 9. Выполненная наплавка на конструктивно-подобном образце с использованием дополнительной газовой защиты; а) с обнаруженными цветами побежалости; б), темплет образца с обнаруженными порами и несплошностями

Следующей трудностью при наплавке заключалась в возникновении краевого эффекта, заваливании краёв в начале и в конце траектории наплавки, рисунок 9. Т.к. теплопроводность титанового сплава $16,8 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$, это в четырнадцать раз меньше чем у алюминия, то предыдущие наплавленные слои не успевали остывать накапливая тепловую энергию, приводящую к оплавлению наплавленных краёв образца [7]. Для решения этой задачи были использованы медные губки фиксации конструктивно-подобного образца, а также заходные и выходные «платики» из однородного материала, способные удержать наплавленный металл и уменьшить вероятность прожога краёв образца. В результате проведённой работы, была исключена вероятность прожога краёв образца, уменьшилось заваливание наплавленных слоёв, уменьшилось коробление после наплавки.

В процессе проработки возможности восстановления торца пера лопатки компрессора высокого давления 1 – 3 ступени с использованием технологии LWAM отметили ряд преимуществ, заключающихся в высоком коэффициенте использования материала (КИМ), в использовании стандартных механизмах подачи присадочной проволоки в зону наплавки, в уменьшении времени на подготовку присадочного материала в отличии от процесса DMD, где необходимо выполнить дегазацию порошка, обеспечить взрывобезопасность помещения, рабочего места, возможность обеспечить газовую защиту сварочной ванны дополнительной установкой нагнетателей инертного газа в непосредственной близости к объекту наплавки. Несмотря на дополнительную установку нагнетателей инертного газа в непосредственной близости к объекту наплавки, не удалось добиться эффективной защиты наплавленного и основного материала от влияния атмосферного воздуха. Т.к. характерной особенностью сварки/наплавки титановых сплавов - выполнение процесса в камерах с контролируемой атмосферой, заполненной инертным газом, с контролем содержания кислорода или в среде вакуума, это обусловлено началом окисления титановых сплавов при температурах $670 - 770 \text{ К}$. Наиболее интенсивное взаимодействие с кислородом наблюдается при $1070 - 1170 \text{ К}$. Реакция окисления металлов идёт с наибольшей скоростью по

сравнению с взаимодействием их с другими газами. Например, скорость взаимодействия титана с кислородом в 50 раз больше, чем с азотом. Увеличение содержания кислорода резко повышает прочность, твёрдость и снижает пластичность металла.

При указанных температурах титан поглощает азот, причём способность растворять этот газ значительно превосходит предельную растворимость азота для титана, например, в 3 раза. Азот ещё в большей степени, чем кислород, снижает пластичность и повышает прочность и твёрдость металла.

Чрезвычайно велика способность металлов поглощать водород. Например, при температуре 873К и давлении 98 кПа в железе растворяется водорода 0,000013 м³/кг, а в титане 0,32 м³/кг, т.е. почти в 25 000 раз больше.

Водород оказывает большое влияние на механические свойства титана, особенно заметное при испытаниях на ударную вязкость. Падение ударной вязкости с повышением содержания водорода в металле связано с выделением по границам зёрен тонких прослоек хрупких гидридов. Хрупкость, вызванная водородом, может проявляться и со временем, после вылёживания металла, и приводить к трещинам и разрывам (так называемое медленное разрушение). Водородная хрупкость особенно опасна для сварных конструкций, так как сварные швы с характерной крупнокристаллической структурой и сварочными напряжениями склонны к образованию и развитию трещин [7].

Т.к. технологии DMD и LWAM не способны обеспечить газовую защиту сварочной ванны, наплавленного материала, уменьшить вероятность образования пористости, риск образования горячих и холодных трещин, уменьшить время наплавки составляющую 40 – 45 мин. на одну лопатку по технологии LWAM, предлагается использовать технологию Electron beam additive manufacturing (EBAM) электронно-лучевая аддитивная технология наплавки, заключающаяся в использовании ускорителя релятивистских элементарных частиц в качестве источника теплоты для расплавления основного материала и присадочной проволоки, прутка с аксиальной подачей, рисунок 10.

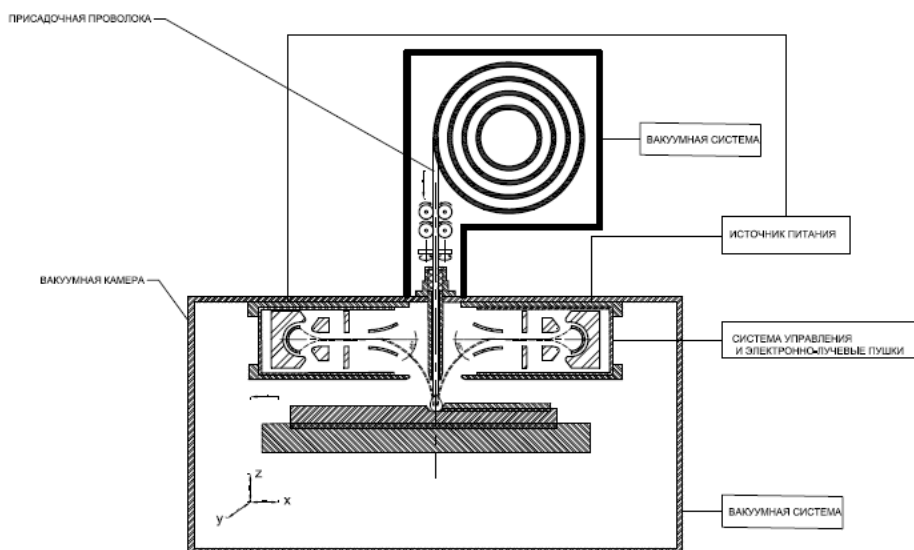


Рисунок 10. Принципиальная схема технологии EBAM

Нагрев материалов электронной бомбардировкой по своей удельной энергетической мощности в пятне нагрева 10^7 Вт/мм² и прецизионности с наименьшей площадью нагрева 10^{-5} мм, превосходит дуговые, плазменные источники. Электронно-лучевая сварка/наплавка, производимая в вакууме порядка 5×10^{-5} мм.рт.ст. или лучше, позволяет сохранить исходную чистоту свариваемого металла [8].

Второе достоинство заключается в том, что при помощи тех же магнитных полей и тех же фокусирующих систем можно изменять плотность вводимой энергии в таких широких пределах, которые перекрывают суммарный диапазон всех прочих способов сварки плавлением (за исключением лазерной), т.е. при помощи электронно-лучевой сварки можно получить любой шов, получаемый другими способами сварки.

Одним и тем же током луча, только изменяя диаметр пятна нагрева с помощью фокусирующей системы, можно лишь слегка нагреть поверхность, а можно расплавить самый тугоплавкий металл и получить швы с так называемым кинжальным проплавлением [9].

Возможности концентрации большой мощности в электронном луче и управления ею в широких пределах в сочетании с высоким вакуумом в рабочем объеме обеспечили электронно-лучевой сварке/наплавке преимущества перед иными методами сварки/наплавки.

Ранее были проведены работы по изготовлению лопатки входного направляющего аппарата (ВНА) вспомогательной силовой установки из сплава ВТ6, рисунок 11, на оптимальных режимах с ускоряющим напряжением $U_{\text{уск}}$ до 5 кВ, производительностью свыше 1000 см³/час, это в 12 раз производительнее чем технология DMD и LWAM с производительностью 80 см³/час. Оптимально подобранный режим обработки позволил сократить время наплавки до 7 минут.

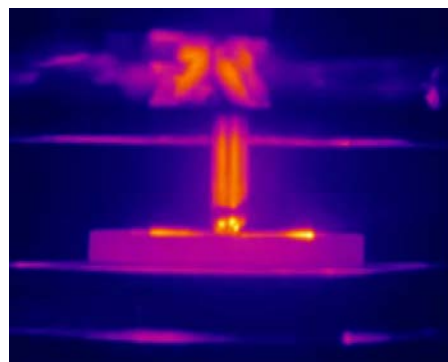


Рисунок 11. Изготовленная лопатка ВНА из титанового сплава ВТ6

Изготовленные образцы и детали подверглись рентгенофлуоресцентному анализу, показав минимальное изменение химического состава наплавленного материала, таблица 1.

Таблица 1.

Химический состав наплавленного образца из сплава ВТ6

	Химический элемент				
	Ti	V	Al	Fe	Другие*
Результат измерений, % по массе	92.80	4.10	2.79	0.15	0.16
Погрешность измерений 3σ, % по массе	0.21	0.08	0.20	0.01	–
Соответствие ГОСТ 27265-87, ВТ6св	Да	Нет	Нет	Да	–
* – рассчитывается как 100 % минус сумма перечисленных содержаний перечисленных элементов					

Проведённые металлографические исследования структуры наплавленного изделия из титанового сплава ВТ6 показали преобладание пластинчатой, корзинчатого плетения структуры с бальностью зерна от 6 до 8, без внутренних или внешних дефектов, рисунок 12.

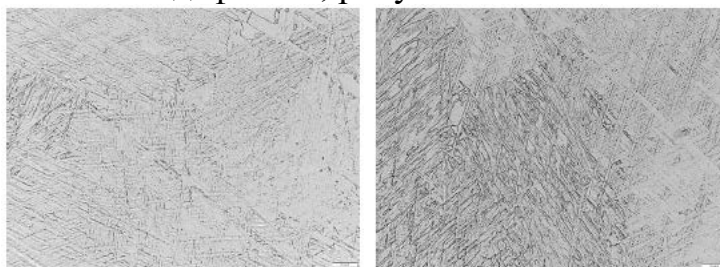


Рисунок 12. Структура металла в послойном сечении при малом увеличении и центральной части послойного шлифа

В дальнейшем будут проводиться работы по совершенствованию технологии производства лопаток ВНА и других изделий, изготовленных технологией EBAM для уменьшения бальности зерна и изменении структуры на более благоприятную для эксплуатации изделий.

Выводы

Высокие эксплуатационные требования, предъявляемые к отремонтированным лопаткам с 1 по 3 ступень компрессора высокого давления ГТД, влекущие к соблюдению высоких требований наплаваемых слоёв, заключающиеся в уменьшении вероятности образования пористости в металле шва и около шовной зоны (ОШЗ), отсутствии горячих и холодных трещин в наплавленных слоях. Перечисленные требования привели к проведению анализа выбора способа наплавки высококонцентрированными источниками теплоты. Проведённый анализ показал, что технология DMD использующая порошковый материал из титанового сплава для процесса наплавки мало пригодна ввиду сложности подготовки материала, полученные наплавки на конструктивно-подобных образцах имели высокую пористость, обнаруживались несплошности, процесс наплавки проводился с максимально возможной производительностью 80 см³/час, что значительно ниже по сравнению с технологией EBAM.

Анализ технологии LWAM показал, что предварительная подготовка присадочной проволоки, образцов для процесса наплавки не достаточна. Т.к.

характерной особенностью при сварке/наплавки титановых сплавов является высокое сродство к кислороду, что приводит к высоким требованиям организации защиты сварочной ванны и основного материала от влияния атмосферного воздуха. Для подобной работы с титановыми сплавами подходят технологии использующие камеры с контролируемой атмосферой, заполненные инертным газом или в среде вакуума. Также нужно отметить, технология LWAM показала производительность наплавки 80 см³/час в сочетании с длительностью процесса занимающая 40 – 45 минут обработки одного конструктивно-подобного образца рабочей лопатки, это приводит к рассмотрению альтернативной технологии, соответствующей требованиям подготовки и высокой производительности. Предлагаемая ЕВАМ технология отвечает требованиям защиты сварочной ванны от влияния атмосферного воздуха, т.к. процесс наплавки проходит в среде вакуума, а высокие энергии релятивистских элементарных частиц способны обеспечить высокую производительность процесса с оптимально подобранным режимом обработки возможно достижение минимальной вероятности возникновения пористости и несплошностей. Дальнейшие работы по отработке технологии наплавки по технологии ЕВАМ, позволит улучшить структуру наплавленного металла и уменьшить бальность зерна.

Список литературы

1. Customer, C. I. (б.д.). *CFM56-3. Engine Systems. Training Manual*, 103 p., 105 p.
2. ГЛАЗКОВ А.С., К. А. (2011). Конструкция авиационных двухконтурных двигателей семейства CFM56 аннотация. Санкт-Петербург: ФГОУ ВПО «САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ ГРАЖДАНСКОЙ АВИАЦИИ».
3. Customer, C. I. (Sep 2003). *CFM56-All. Training Manual. Borescope inspection*. 102 p.
4. Sjar.nl, the website for 737 & 787 maintenance technicians. (б.д.). Получено из sjar.nl
5. Патон, Б. (1974). Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. Машиностроение.
6. Schneider, M. (March 1998). *Laser cladding with powder, effect of some machining parameters*. Ph.D. Thesis University of Twente, Enschede, 31 - 32.
7. Гуревич, С. (1982). Сварка химически активных и тугоплавких металлов и сплавов. "Машиностроение".
8. О.К. Назаренко, Е. И. (1985). Электронно-лучевая сварка.
9. С.И. Глазов, А. Л. (2001). Основы технологии электронно-лучевой и диффузионной сварки. Рыбинск: ОАО "Рыбинский Дом печати".

Особенности формирования сварных точек при импульсной электронно-лучевой сварке¹

Потапов М.А.¹, Слива А.П.¹, Шишкин Д.В.¹

¹ НИУ «МЭИ», Москва, Россия

Аннотация. В ходе исследования установлено, что наибольшая эффективность процесса импульсной электронно-лучевой сварки пластин из 29НК толщиной 3 мм достигается при токах фокусировки, обеспечивающих коэффициент формы шва, близкий к 1. Оптимальный диапазон тока луча — 5–20 мА: в этих условиях дефекты, выходящие за пределы допуска, не наблюдаются. При токе 15 мА фиксируется максимальный КПД процесса на режимах, обеспечивающих наибольшую глубину проплавления и наибольшую эффективность процесса. При этом режимы с током луча 30–50 мА избыточны для сварки без сквозного проплавления. В дальнейших исследованиях планируется изучить формирование единичных сварных точек при изменении времени импульса и процесс перфорации, в т. ч. с применением высокоскоростной камеры.

Ключевые слова: Импульсная сварка, электронно-лучевая сварка, перфорация, плотность мощности.

Abstract. The study found that the greatest efficiency of the pulsed electron beam welding process of 29NK plates with a thickness of 3 mm is achieved at focusing currents providing a seam shape coefficient close to 1. The optimal beam current range is 5-20 mA: under these conditions, defects beyond the tolerance limits are not observed. At a current of 15 mA, the maximum efficiency of the process is fixed in the modes providing the greatest penetration depth and the greatest process efficiency. At the same time, modes with a beam current of 30-50 mA are redundant for welding without through-melting. In further studies, it is planned to study the formation of single welding points with a change in pulse time and the perforation process, including using a high-speed camera.

Keywords: Pulse welding, electron beam welding, perforation, power density.

Введение

Импульсная электронно-лучевая сварка (ИЭЛС) редко применяется в промышленности по сравнению с лазерной импульсной сваркой. Это может быть связано с возможностью образования пор или выплесков, что является характерными дефектами и для импульсной лазерной сварки. Импульсная лазерная или электронно-лучевая сварка может позволить уменьшить размер зерна из-за более высокой скорости охлаждения, по сравнению с непрерывными режимами [1]. Так же потенциал применения ИЭЛС заключается в глубоком проплавлении в условиях ограниченного

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания №FSWF-2023-0016 (Соглашение № 075-03-2023-383 от 18 января 2023 г.) в сфере научной деятельности на 2023–2025 гг.

тепловложения, недостижимом при импульсной лазерной сварке, и более надежной защите сварочной ванны.

Термический коэффициент полезного действия (КПД) η_T является одним из определяющих параметров эффективности процесса электронно-лучевой сварки (ЭЛС), но большинство исследований, посвященных термическому КПД ЭЛС, рассматривают только непрерывный режим. Этот параметр мало изучен для импульсного режима ЭЛС. Для изучения особенностей формирования сварных точек необходимо рассмотреть влияние, характерных для импульсной электронно-лучевой сварки, технологических параметров. ИЭЛС обладает следующими технологическими параметрами:

- $U_{\text{уск}}$ – ускоряющее напряжение [кВ],
- $L_{\text{раб}}$ – рабочее расстояние [мм],
- $I_{\text{ф}}$ – ток фокусировки [мА],
- v – скорость обработки [мм/с],
- $I_{\text{л}}$ – ток луча [мА],
- $\tau_{\text{и}}$ – время импульса [с],
- %OL – коэффициент перекрытия.

Термический КПД зависит от введенной энергии $q_{\text{эф}}$, теплофизических свойств исследуемого материала, и от геометрических характеристик сварного шва. В литературе для экспериментального определения η_T применяется следующая формула [2]:

$$\eta_T = \frac{v \cdot F \cdot S_{\text{пл}}}{q_{\text{эф}}}, \quad (1)$$

где v — скорость сварки; F — площадь поперечного сечения шва; $S_{\text{пл}}$ — теплосодержание расплавленного металла при температуре плавления; $q_{\text{эф}}$ — эффективная мощность пучка.

Так как произведение скорости сварки и площади поперечного сечения шва характеризует собой объём расплавленного металла за определенное время, запишем выражение для ИЭЛС:

$$\eta_T = \frac{V \cdot S_{\text{пл}}}{q_{\text{эф}} \cdot \tau_{\text{и}}}, \quad (2)$$

где V – объём расплавленного металла; $\tau_{\text{и}}$ – время импульса.

Механизм возникновения канала кинжального проплавления при лазерной импульсной сварке со временем импульса 8 мс, описанный в литературе [4], включает в себя три этапа. Первый – этап быстрого роста, в ходе которого происходит активное парообразование, выталкивающее расплавленный металл из зоны взаимодействия лазера и вещества, происходит углубление канала (от 0,65 до 3,1 мс, в зависимости от мощности излучения). В данном случае применяется острый фокус лазерного луча на поверхности обрабатываемого материала. Второй – этап медленного роста, энергия луча поглощается передней стенкой канала и происходит отражение части мощности луча внутри канала, основное поглощение тепла происходит за счет взаимодействия с испаренным металлом, что замедляет увеличение площади

кинжального проплавления. Третий – квазистационарный режим, режим близок к установившемуся, но присутствуют колебания геометрии проплавления (около 7,5 мс). Данный механизм образования канала описывает режим импульсной лазерной сварки с постоянным движением лазерного пучка вдоль стыка, но не рассматривает стационарное излучение.

На η_T может оказать сильное влияние эффективная тепловая мощность $q_{эф}$ и эффективный КПД $\eta_{эф}$, который может быть принят в диапазоне 0,95–0,98 для установившегося глубокого парогазового канала. На начальных этапах формирования канала проплавления отсутствует кинжальное проплавление, что приводит к снижению эффективности поглощения электронов. При исследовании единичных сварных точек, ввиду быстрого подвода тепла, разделить влияние термического и эффективного КПД затруднительно, следовательно следует учитывать эффективность процесса ИЭС, включающую в себя оба параметра:

$$\eta_{пр} = \eta_T \eta_{эф} = \frac{V \cdot S_{пл}}{q \cdot \tau_{и}}, \quad (3)$$

где q – мощность излучения.

В статье [5] при ЭЛФ и плавлении проволоки так же отсутствует кинжальное проплавление, что приводит к значительному снижению эффективности поглощения электронов поверхностью металла. Доля обратно рассеянных электронов зависит от энергии электронов и материала мишени, точнее растет с увеличением атомарной массы и может быть определена коэффициентом отражения r [6]:

$$r = C \cdot E^m, \quad (4)$$

где $m = 0.1382 - 0.9211/\sqrt{Z}$, $C = 0.1904 - 0.2236 \ln Z + 0.1292(\ln Z)^2 - 0.01491(\ln Z)^3$, Z – атомный номер металл, E – энергия электронов пучка, кэВ.

Эффективный КПД процесса поглощения потока электронов будет равен [7]:

$$\eta_{эф} = 1 - kr, \quad (5)$$

где $k = 0,45 \dots 0,5$ – коэффициент пропорциональности, характеризующий распределение электронов по их энергиям.

В статье [8] представлена система уравнений энергетического баланса для лазерной сварки с глубоким проплавлением (рис. 1):

$$E'_L = E_L - (E_P + E_R + E_v) - E_D, \quad (6)$$

$$E_P = E'_P + E''_P, \quad (7)$$

$$E'_L + E''_P = E_M + E_T, \quad (8)$$

где E_L — энергия сфокусированного лазерного луча; E'_L — энергия лазерного луча, поглощённая стенками канала проплавления; E_R — энергия лазерного луча, отражённая от поверхности основного металла; E_P — энергия лазерного луча, поглощённая плазменным облаком и паром; E'_P — энергия лазерного луча, отражённая и рассеянная плазменным облаком; E''_P — энергия плазмы и паров металла, поглощённая стенками канала проплавления; E_M —

тепловая энергия расплавленного металла. E_T — тепловая энергия, переданная основному металлу и металлу шва за счёт теплопроводности; E_v — общая энергия испаряемого материала; E_D — энергия лазерного луча, прошедшая через отверстие (при сварке с полным проплавлением).

Отсюда было выведено уравнение эффективного КПД [8]:

$$\eta_{\text{эф}} = (E'_L + E''_P) / E_L, \quad (9)$$

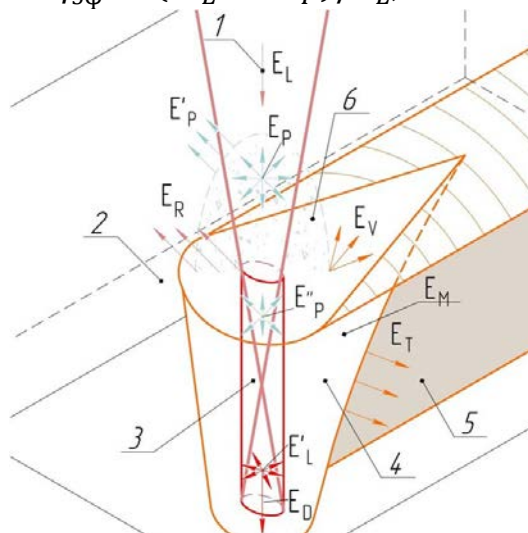


Рисунок 1 – схема энергетического баланса лазерной сварки [8]: 1 – сфокусированный лазерный луч; 2 – основной металл; 3 – кинжальное проплавление; 4 – жидкий металл; 5 – сварной шов; 6 – рассеивающиеся пары металла.

Преобразуя уравнение (9), получаем:

$$\eta_{\text{эф}} = \frac{E_L - E'_P - E_R - E_v}{E_L}. \quad (10)$$

Из выражения (10) видно, что эффективность процесса при кинжальном проплавлении (без достижения сквозного проплавления) зависит от потерь энергии при: отражении луча от поверхности, отражении или рассеивании энергии луча плазменным облаком или металлическим паром, рассеивании энергии испаренного металла. При электронно-лучевой сварке потеря энергии из-за контакта электронного луча с плазменным или газовым облаком не будет оказывать заметного влияния.

Согласно современным представлениям, процесс кинжального проплавления заключается в воздействии лазерного или электронного луча на переднюю стенку канала проплавления (рис. 2), с поверхности которого происходит испарение материала, что вызывает образование и углубление парогазового канала, дальнейшее многократное отражение излучения. Этот процесс многократного отражения и последующего поглощения позволяет увеличить общее поглощение энергии до 90% [9], но это характерно для движущегося источника. Поглощение лазерного излучения сильно зависит от угла падения луча на поверхность материала или канала проплавления, чему посвящены многочисленные исследования [10-12].

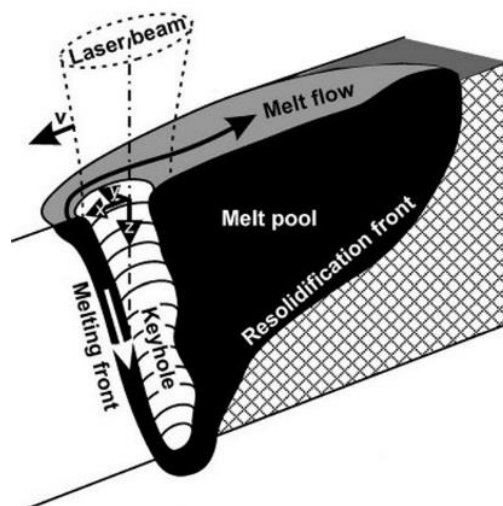


Рисунок 2 – схема парогазового канала при лазерной сварке с кинжальным проплавлением [9].

В статье [13] проводится моделирование экспериментальное исследование влияния фокусировки и угла падения движущегося электронного луча на формирование канала кинжального проплавления. При острой фокусировке ширина верхней части сварочной ванны большая, а ширина нижней части сварочной ванны узкая. В результате образуется сварной шов в форме гвоздя. При смещении фокальной плоскости на 8 мм вглубь обрабатываемого материала вихревой эффект в верхней части сварочной ванны уменьшается, и форма сварочной ванны постепенно меняется на треугольную. В результате образуется сварной шов с кинжальной формой проплавления. При перефокусировке на 8 мм над поверхностью изделия можно увидеть более широкую и неглубокую сварочную ванну. Так же отмечено, что при перефокусировке увеличивается вероятность возникновения дефектов в виде пор.

При анализе влияния угла падения электронного луча сделан вывод, что при увеличении угла β падения электронного луча (рис. 3) стабильность парогазового канала увеличивается и уменьшается вероятность возникновения пор. Вероятно это связано с тем, что большая часть электронного излучения направлена на передний канал проплавления, что увеличивает площадь контакта электронного луча с обрабатываемой поверхностью, а при $\beta < 90$ происходит постоянное углубление канала от обрабатываемой поверхности.

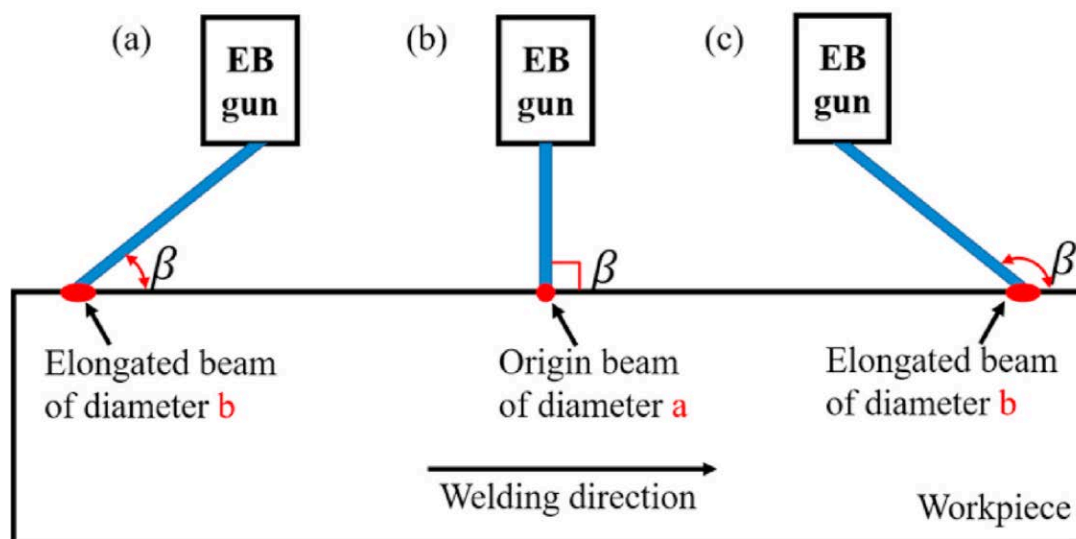


Рисунок 3 – схема определения влияния угла падения электронного луча на образец [13].

В статье [14] исследовалась импульсная лазерная сварка и проводилось моделирование процесса кинжального проплавления. На основании исследования был сделан вывод, что плазма в парогазовом канале оказывает сильное влияние на его формирование. При образовании плазмы поглощение вторичного излучения увеличивает энергетическую связь, что облегчает формирование замочной скважины на начальной стадии. С другой стороны, избыточная мощность увеличивает количество плазмы в парогазовом канале, и при достижении определенной глубины, больше лазерной энергии поглощается плазмой и не может достичь стенки канала, затрудняется процесс отражения в канале. По этой причине замедляется дальнейшее углубление парогазового канала. Умеренный режим, при котором происходят многократные отражения луча, могут привести к большему поглощению лазерной энергии, что облегчит процесс формирования замочной скважины.

В процессе схлопывания парогазового канала сначала закрывается верхняя часть, и жидкий металл сверху стекает вниз, заполняя отверстие. Во время схлопывания канала могут образоваться корневые поры. Его формирование зависит от двух факторов: скорости затвердевания после отключения лазера и скорости заполнения жидким металлом.

В современной литературе недостаточно данных для определения влияния параметров импульсной электронно-лучевой сварки на формирование сварных точек.

Методика

В настоящем исследовании формирования сварных точек при ИЭЛС рассматриваются единичные сварные точки, выполненные на фиксированном времени импульса $\tau_{и} = 10$ мс, ускоряющем напряжении $U_{уск} = 60$ кВ и рабочем расстоянии $L_{раб} = 150$ мм, без перемещения электронного луча. Следовательно, не исследуется влияние рабочего расстояния, ускоряющего напряжения,

времени импульса, скорости обработки и коэффициента перекрытия на формирование сварных точек. Режимы электронно-лучевой обработки представлены в таблице 1. Для увеличения точности полученных данных, на каждом режиме было выполнено по три единичных сварных точки.

Таблица 1

Режимы электронно-лучевой обработки

Ток луча I_l , мА	5	10	15	20	30	40	50
Ток фокусировки I_f , мА			845	845	845		
	845	845	850	850	850	850	850
	850	850	855	855	855	855	855
	855	855	860	860	860	860	860
	860	860	865	865	865	865	865
	865	865	870	870	870	870	870
			875	875			

Исследование проводилось на технологическом электронно-лучевом комплексе АЭЛТК-344-12 с электронной пушкой типа ЭЛА-60 с катодом косвенного накала. Импульсный режим осуществлялся благодаря системе отклонения электронного пучка. В момент времени импульса τ_i пучок отклонялся с мишени-утилизатора на исследуемый образец. Система отклонения электронного луча, как и сам электронный луч, является практически безынерционной, что позволило получить прямоугольную форму импульса на исследуемом образце [3].

После сварки для определения пор в объёме единичных сварных точек применялся аппарат компьютерной томографии «Phoenix v|tome|x m300» компании GE, обработка происходила в ПО myVGL.

Образцы из сплава 29НК изготавливались с технологической базой для электроэрозионной резки при помощи электроэрозионного станка GFAC CUT 20 P. После электроэрозионной резки производилась шлифовка и полировка для достижения центра единичных сварных точек. Маркером достижения центра являлись базы для электроэрозионной резки. После полировки образцы травились $\text{HNO}_3 + 3 \text{HCl}$ царской водкой.

Полученные макрошлифы были исследованы при помощи оптического микроскопа Zeiss Observer Z1m с программным обеспечением AxioVision.

Полученные изображения макрошлифов единичных сварных точек обрабатывались с целью получения данных о глубине, форме, площади и объёме. Объём единичных сварных точек восстанавливался по макрошлифам при помощи ПО КОМПАС 3D.

Результаты исследования

При подготовке к эксперименту была разработана модель распределения тепла для определения теплового влияния единичных сварных точек друг на друга на одном образце (рис. 4). Наибольшее изменение температуры оказалось в месте выполнения последней точки на наиболее мощном режиме из исследуемых, и разница с начальной температурой образца составила 40°C, что не является существенным изменением начальных условий.

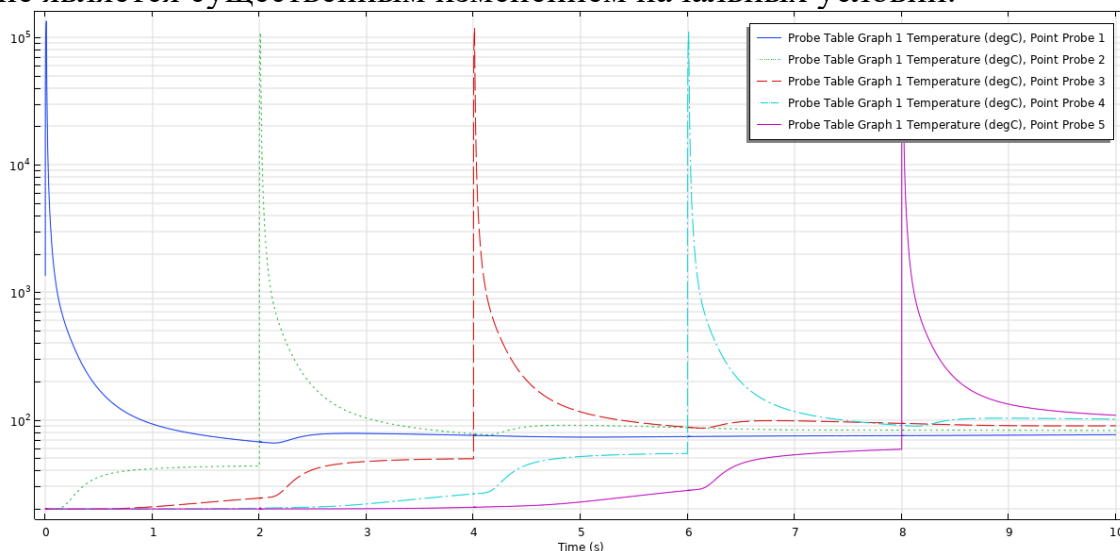


Рисунок 4 – модель распределения тепла в образце при проведении эксперимента

На рисунке 5 представлены макрошлифы единичных сварных точек, выполненных на различных режимах на одном образце.

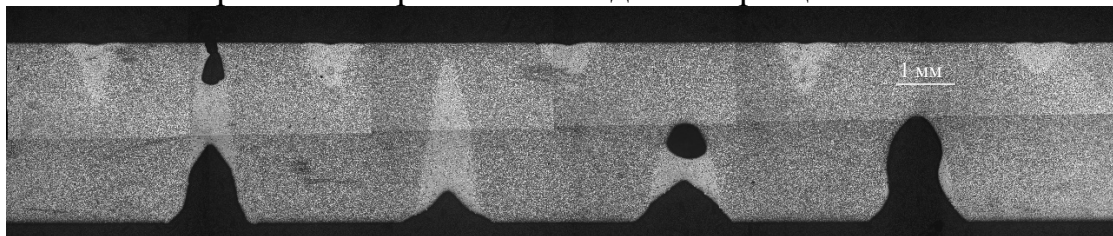


Рисунок 5 – макрошлиф с единичными сварными точками

Результаты исследования дефектов

В результате исследования на аппарате компьютерной томографии «Phoenix v|tome|x m300» компании GE и обработки в ПО muVGL, были получены данные о таких дефектах как: незаполненная разделка кромок, подрез корня шва и определены площади пор по ГОСТ ISO 13919-1— 2017. Был разработан критерий допуска единичных сварных точек по отношению площади пор к площади сварной точки <0,7%. Режимы, выполненные на токах луча $I_{л} = 5$ и 10 мА без дефектов. Режимы, выполненные на токах луча 40 и 50 мА являются избыточными по мощности, предполагается дальнейшее исследование этих режимов с меньшим временем импульса. Информация о дефектах на данных режимах не представлена. Остальные режимы представлены в таблице 2.

Дефекты единичных сварных точек

Ил, мА	Иф, мА	незаполненная разделка кромок, мм	отношение площади пор к площади сварной точки
15	845	0	0
	850	0	0
	855	0	0,03331
	860	0	6,042314
	865	0	2,78787
	870	0	0
20	845	0	0
	850	0	0
	855	0,023333	0,148056
	860	0,063333	0,289285
	865	0	2,472519
	870	0	1,424399
	875	0	0
30	845	0	0
	850	0,146667	7,9442
	855	0,453333	5,244551
	860	0,153333	2,255488
	865	0,066667	0,959771
	870	0	11,78375
	875	0	3,028184

В результате исследования макрошлифов единичных сварных точек и последующем анализе были получены данные о глубине H , площади F , объеме V , стандартном отклонении σ и коэффициенте вариации CV для исследуемых величин (табл. 3).

Таблица 3

Геометрические характеристики единичных сварных точек

τ , мс	Iл, мА	Iф, мА	H, мм	σH	CV H, %	F, мм ²	σF	CV F, %	V, мм ³	σV	CV V, %
10	5	845	0,25	0,009	3,7	0,14	0,001	0,4	0,075	0,001	1,5
10		850	0,39	0,021	5,5	0,18	0,021	11,1	0,075	0,003	4,1
10		855	0,55	0,011	2,1	0,24	0,008	3,4	0,095	0,005	4,8
10		860	0,47	0,033	6,9	0,21	0,022	10,2	0,094	0,005	5,3
10		865	0,33	0,023	7,2	0,16	0,009	5,5	0,065	0,004	6,7
10	10	845	0,31	0,008	2,5	0,25	0,001	0,5	0,201	0,015	7,5
10		850	0,53	0,019	3,7	0,35	0,019	5,3	0,200	0,019	9,5
10		855	0,83	0,044	5,2	0,46	0,024	5,2	0,227	0,021	9,3
10		860	1,09	0,044	4,0	0,46	0,018	3,9	0,208	0,005	2,5
10		865	0,90	0,008	0,8	0,41	0,022	5,3	0,219	0,004	1,8
10	15	845	0,39	0,010	2,5	0,39	0,006	1,6	0,377	0,022	5,8
10		850	0,67	0,020	2,9	0,54	0,007	1,3	0,403	0,021	5,1
10		855	1,12	0,045	4,0	0,72	0,008	1,1	0,497	0,035	6,9
10		860	1,57	0,151	9,6	0,77	0,025	3,3	0,396	0,039	9,8
10		865	1,77	0,206	11,6	0,75	0,037	4,9	0,462	0,038	8,2
10		870	1,08	0,067	6,2	0,53	0,027	5,1	0,354	0,019	5,2
10	20	845	0,41	0,017	4,1	0,46	0,010	2,1	0,507	0,049	9,7
10		850	0,70	0,056	7,9	0,67	0,027	4,0	0,620	0,008	1,3
10		855	1,20	0,035	2,9	0,85	0,027	3,1	0,567	0,063	11,2
10		860	2,08	0,092	4,4	1,04	0,034	3,2	0,496	0,059	11,8
10		865	2,40	0,018	0,8	1,00	0,043	4,3	0,438	0,048	11,0
10		870	1,24	0,208	16,7	0,60	0,078	13,0	0,368	0,038	10,2
10		875	0,71	0,044	6,1	0,43	0,013	3,0	0,329	0,015	4,6
10	30	845	0,70	0,021	3,0	0,83	0,012	1,5	0,860	0,027	3,1
10		850	1,32	0,122	9,2	1,17	0,114	9,7	0,996	0,072	7,2
10		855	2,54	0,115	4,5	1,55	0,047	3,0	0,982	0,114	11,6
10		860	2,92	0,061	2,1	1,38	0,059	4,3	0,814	0,075	9,2
10		865	2,92	0,030	1,0	1,22	0,053	4,3	0,573	0,031	5,5
10		870	1,81	0,202	11,2	0,76	0,081	10,7	0,433	0,017	4,0
10		875	1,66	0,075	4,5	0,87	0,060	6,9	0,569	0,042	7,4

Обсуждение результатов

Были исследованы режимы импульсной электронно-лучевой сварки единичных сварных точек на различной мощности. Были определены токи фокусировки, при которых наблюдалась как наибольшая глубина проплавления, так и наибольшая эффективность процесса (таблица 4).

Результаты исследования

параметр	Ил, мА	Иф, мА	$\eta_{\text{пр}}$	Н, мм	Коэффициент формы шва К	Средняя ширина шва $V_{\text{ср}}$, мм	Допуск дефекты
Наибольшая глубина проплавления	5	855	0,29	0,55	1,25	0,44	+
	10	860	0,32	1,09	2,61	0,42	+
	15	865	0,48	1,77	4,17	0,43	-
	20	865	0,34	2,40	5,77	0,42	-
	30	865	0,30	2,92	6,97	0,42	-
Наибольшая эффективность процесса	5	855	0,29	0,55	1,25	0,44	+
	10	855	0,35	0,83	1,51	0,55	+
	15	855	0,51	1,12	1,77	0,64	+
	20	850	0,48	0,70	0,73	0,96	+
	30	850	0,51	1,32	1,50	0,89	-

Из таблицы 4 видно, что при достижении наибольшей глубины проплавления на различной мощности, эффективность процесса $\eta_{\text{пр}}$ не является наибольшей. При достижении наибольшей глубины проплавления значение средней ширины шва $V_{\text{ср}}$, во всех рассмотренных случаях, находилось около 0,43 мм.

Наибольшая эффективность процесса наблюдалась на токах фокусировки, обеспечивающих коэффициент формы шва близкий к 1. В данном случае на токах луча 5 – 20 мА дефектов, выходящих за пределы допуска не наблюдалось. При токе луча 15 мА существенно увеличивался коэффициент полезного действия процесса, образуя максимумы на графиках с наибольшей глубиной проплавления и наибольшей эффективностью процесса (рис. 6).

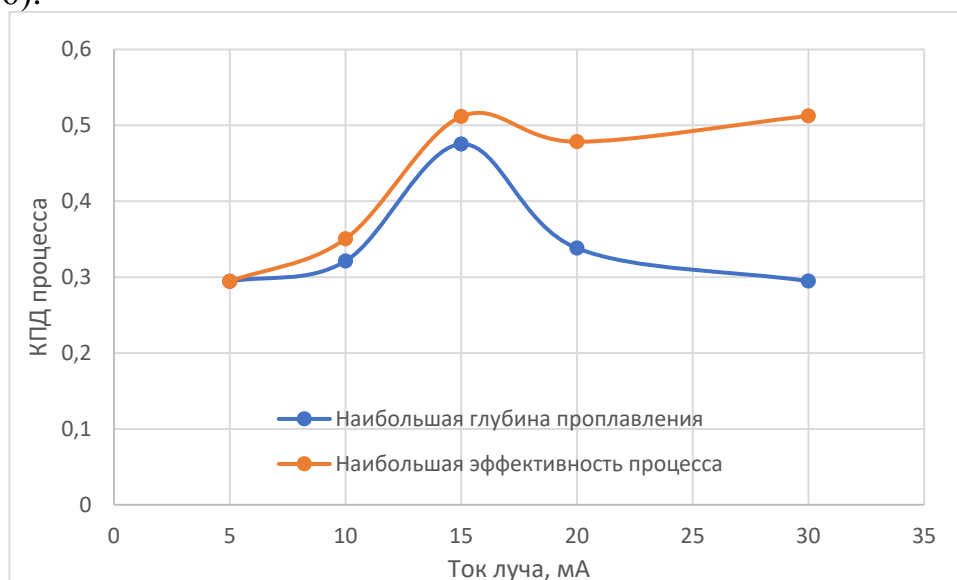


Рисунок 6 – коэффициент полезного действия процесса при наибольшей глубине проплавления и при наибольшей эффективности процесса.

Выводы

В ходе анализа были выявлены токи фокусировки, на которых достигается наибольшая глубина проплавления и наибольшая эффективность процесса. Режимы, выполненные на токах луча 30-50 мА – избыточны по своей мощности для импульсной сварки пластин из 29НК толщиной 3 мм без достижения сквозного проплавления. В дальнейших исследованиях планируется изучение процесса формирования единичных сварных точек с другим временем импульса и изучение процесса перфорации.

Ток фокусировки влияет на положение фокальной плоскости, на плотность мощности, форму получаемой сварной точки и глубину проплавления. Также при увеличении тока луча происходит изменение положения фокальной плоскости, вследствие чего необходимо производить коррекцию положения фокальной плоскости током фокусировки.

В дальнейших исследованиях планируется изучение процесса формирования единичных сварных точек при помощи высокоскоростной камеры.

Список литературы

1. Troise M. et al. Investigation of the influence of pulse parameters on the resulting weld seam quality in pulsed electron beam welding of AW 6061 //Journal of Advanced Joining Processes. – 2024. – Т. 9. – С. 100183.
2. Зуев И.В. Обработка материалов концентрированными потоками энергии. М.: Изд-во МЭИ, 1998
3. Ольшанская Т. В., Саломатова Е. С. Обзор современных способов управления электронным лучом при электронно-лучевой сварке //Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18. – №. 4. – С. 169-187.
4. Liu S. et al. Measurement of pulsed laser welding penetration based on keyhole dynamics and deep learning approach //Measurement. – 2022. – Т. 199. – С. 111579.
5. Слива А. П., Шишкин Д. В., Терентьев Е. В., Драгунов В. К., Гуденко А. В., Потапов М. А., Козырев Х. М., Бородавкина К. Т. Технологические особенности ЭЛДФ конструкций из разнородных материалов на примере наплавки ниобия на титан // Сварочное производство. - 2025. - №4
6. Hunger H.-J., and Kuchler L., Measurements of the electron backscattering coefficient for quantitative EPMA in the energy range of 4 to 40 keV. // Phys. Stat. Sol. (a), 1979. 56, K45-K48
7. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.
8. Sokolov M., Salminen A. Methods for improving laser beam welding efficiency //Physics Procedia. – 2014. – Т. 56. – С. 450-457.
9. Svenungsson J., Choquet I., Kaplan A. F. H. Laser welding process—a review of keyhole welding modelling //Physics procedia. – 2015. – Т. 78. – С. 182-191.
10. Bergström D., Kaplan A., Powell J. Mathematical modelling of laser absorption mechanisms in metals: A review //The Absorption of Laser Light by Rough Metal Surfaces. – 2003. – Т. 19.
11. Bergström D., Kaplan A., Powell J. Laser absorption measurements in opaque solids //The Absorption of Laser Light by Rough Metal Surfaces. – 2005. – С. 49.
12. Bergström D., Powell J., Kaplan A. F. H. A ray-tracing analysis of the absorption of light by smooth and rough metal surfaces //Journal of applied physics. – 2007. – Т. 101. – №. 11.
13. Yang Z., He J. Numerical investigation on fluid transport phenomena in electron beam welding of aluminum alloy: Effect of the focus position and incident beam angle on the molten pool behavior //International Journal of Thermal Sciences. – 2021. – Т. 164. – С. 106914.
14. Zhou J., Tsai H. L., Wang P. C. Transport phenomena and keyhole dynamics during pulsed laser welding //Journal of heat transfer. – 2006. – Т. 128. – №. 7. – С. 680-690.

К вопросу управления формой проплава в процессе электронно-лучевой сварки на основе метода переменных состояния

Ластовиря В.Н.¹, Родякина Р.В.²

1 – Московский политехнический университет

2 – НИУ «МЭИ»

Введение

Дальнейшее совершенствование, повышение надежности электронно-лучевой сварки (ЭЛС) можно обеспечить автоматизацией процесса. В связи с этим, мировая тенденция развития ЭЛС направлена на компьютерное управление процессом с целью достижения гарантированно стабильного уровня качества сварного шва [1,2].

Важнейшим является стабильность геометрической формы зоны проплава. Взаимодействие сварочного электронного пучка с металлом сопровождается образованием парогазового кратера, динамикой его формы и течением жидкого металла, а также действием на этот процесс неконтролируемых возмущений. Форма проплава сварного шва при ЭЛС в первом приближении определяется формой парогазового кратера.

Нестабильность формы при несквозном проваре проявляется в двух основных видах: пилообразность (спайкинг) проплава, т.е. колебательный характер изменения глубины проплава, и тренд геометрической формы проплава вдоль сварного шва - ее устойчивое систематическое изменение в течение длительного времени. Снижения пилообразности достигается посредством уменьшения неравномерности процессов плавления и испарения в парогазовом кратере, что улучшает условия формирования шва. Последнее достигается технологическими приемами, которые способствуют повышению устойчивости кратера благодаря увеличению радиуса его корневой части за счет развертки и двойного преломления пучка. В отличие от пилообразности в корне шва, тренд является следствием дрейфа условий выполнения сварочного процесса и энергетических характеристик электронного пучка как источника энергии [3].

Для улучшения ситуации требуется непрерывное наблюдение проплавления свойств источника энергии и параметров формы проплава, а еще лучше их стабилизация за счет управления в темпе с процессом сварки. В современных условиях для управления во времени сложными технологическими процессами предпочтительнее использовать метод переменных состояния. Преимущество методического характера обуславливается возможностью охарактеризовать систему понятием «состояние системы», которому соответствует точка в определенном пространстве состояний.

Описание ЭЛС с позиций пространства состояний

Рассмотрим модель процесса ЭЛС как многомерного объекта с позиций пространства состояний [4], под которым будем понимать n -мерное арифметическое (евклидово) пространство R^n . Пусть в этом пространстве определена некоторая его область $X \subset R^n$, каждый элемент x которой (вектор – столбец) полностью определяет состояние процесса. Поскольку процесс ЭЛС является открытой системой, то для отражения воздействий внешней среды, необходимо дополнительно ввести области пространства управлений $U \subset R^m$ и возмущений $W \subset R^k$ соответствующих размерностей. Размеры областей введенных пространств определяются ограничениями, которые накладываются соответственно на значения векторов состояния, управления и возмущения, а их размерность – числом компонент соответствующих векторов.

Кроме того, если дополнить объект измерительным устройством (ИУ) переменных состояния то, как отображение области состояний X получим область Y пространства R^p с элементами $y = [y_1 \ y_2 \ \dots \ y_p]^T$ – векторами выхода, которые определяются согласно уравнению связи

$$y = Cx, \quad (1)$$

где C – матрица коэффициентов размера $p \times n$, полученная априори, например на основании метода энергетического баланса пучка [5].

Тогда процесс ЭЛС как объект можно представить в виде рисунка 1. В зависимости от поставленной задачи, размерности n , m , k , и p введенных векторных переменных, будут различными. Возможные компоненты векторов – переменных состояния, управления и возмущения для ЭЛС приведены в таблице 1.

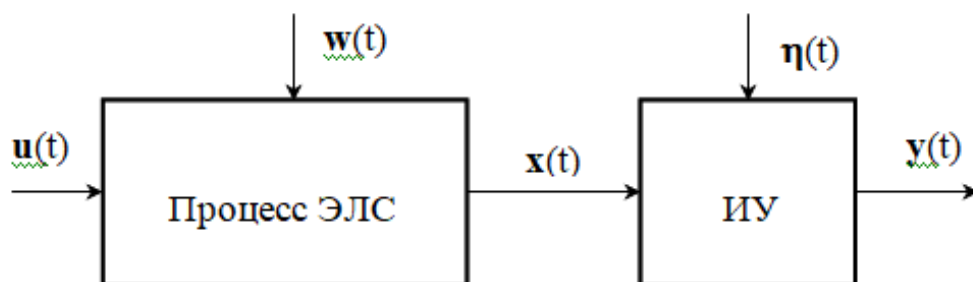


Рис. 1 – Представление процесса ЭЛС с позиций пространства состояний:
 $u(t)$ – вектор управлений; $w(t)$ – вектор возмущений; $x(t)$ – вектор состояний; $y(t)$ – вектор выходов; ИУ – измерительное устройство;
 $\eta(t)$ – вектор шума измерения

Для управления процессом ЭЛС необходимо чтобы он был наблюдаемым. В понятие «наблюдаемость» вкладывается смысл непосредственного

измерения текущих значений состояния процесса $x(t)$ или определения его оценок $\hat{x}(t)$ косвенным образом, на основе измерения векторов $u(t)$, $y(t)$ и использования априорной информации о процессе. Для этого в состав замкнутой системы автоматического управления (САУ) технологическим процессом вводят устройство для оценивания состояния процесса по зашумленным наблюдениям $y(t)$, $u(t)$ и математической модели процесса (рисунок 2). Устройство управления формирует вектор управляющих воздействий $u(t)$, используя для этого текущие оценки состояния процесса.

Следует иметь в виду, что переменные состояния (см. табл. 1) не все измеримы, то есть определяются из выражения (1). В силу этого, не все компоненты состояния могут быть непосредственно управляемы на основе классического принципа обратной связи. В этом случае, прежде чем приступить к реализации управления, необходимо решить задачу наблюдаемости состояния процесса ЭЛС.

Таблица 1.

Классификация возможных переменных процесса ЭЛС
с позиций пространства состояний

Управления $u(t)$	Возмущения $w(t)$	Состояния $x(t)$	Выходы $y(t)$
Ускоряющее напряжение. Ток пучка. Ток фокусирующей магнитной линзы. Скорость сварки. Давление в вакуумной камере Потенциал управляющего электрода. Ток накала или ток бомбардировки катода. Токи отклоняющих катушек. Сварочная дистанция. и др.	Параметры распределения плотности мощности в пучке. Диаметр пучка в фокальной плоскости. Угловая апертура пучка в фокусе. Потеря эмиссии накального катода. Нестабильность геометрических параметров генератора пучка. Смещение стыка. Неоднородность условий теплоотвода вдоль стыка. и др.	Параметры формы парогазового кратера. Температурное поле области взаимодействия пучка с металлом. Параметры динамики расплава в кратере. Поток энергии, излучаемой из кратера во внешнее пространство. Давление паров внутри кратера. Температура поверхности сварочной ванны. Толщина жидкой прослойки и др.	Диаметр горловины кратера. Ширина кристаллизующегося шва. Токи эмиссии электронов и ионов из кратера. Ток изделия и сквозной ток. Яркость свечения парогазового факела. Параметры электромагнитного излучения. Интенсивность рентгеновского излучения. Сигнал акустической эмиссии и др.

Будем считать, что наблюдаемость координат вектора состояния $x(t)$ обеспечивается с помощью уравнения связи (1). При управлении в прираще-

ниях динамику многомерного объекта можно описать линейным дифференциальным уравнением состояния [4]

$$\frac{dx}{dt} = Ax + By + Dw \quad (2)$$

Тогда решение уравнения состояния, то есть текущее состояние процесса ЭЛС, будет определяться выражением:

$$x(t) = \Phi(t)x(0) + \int_0^t \Phi(t - \tau)[Bu(\tau) + Dw(\tau)] dt, \quad (3)$$

где $\Phi(t) = e^{At}$ – переходная матрица процесса; $x(0)$ – начальное состояние процесса в момент $t=0$.

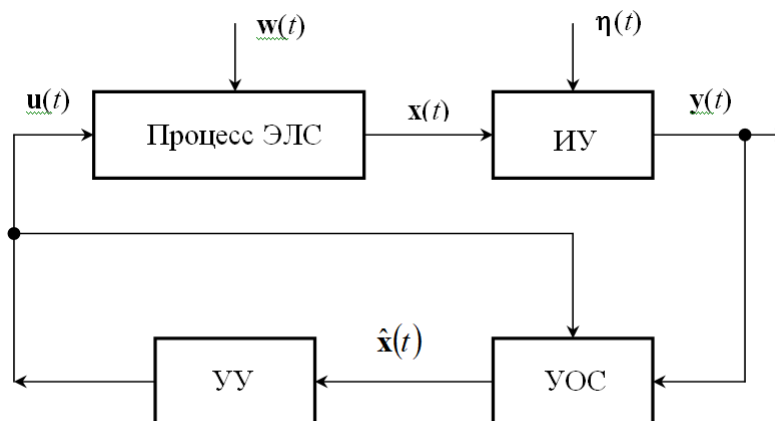


Рис. 2 – Структура основного контура САУ процессом ЭЛС:
 УОС – устройство оценки состояния процесса; УУ – устройство управления;
 $\hat{x}(t)$ – вектор оценок состояния процесса ЭЛС

Из правой части выражения (3) видно, что во второе слагаемое, определяющее вынужденное изменение состояния, помимо вектора управлений u входит вектор неконтролируемых возмущений w . Следовательно, даже в отсутствие управления состояние процесса будет изменяться в силу наличия возмущений. Таким образом, в рамках САУ (рисунок 2) текущие значения параметров формы кратера как переменные состояния, определяющие геометрическую форму проплава, будут оценены с ошибкой. Так, при наличии возмущений глубина проплава изменится во времени при стабильных параметрах режима сварки: $H(t) = \bar{H} + \xi(t)$, где \bar{H} – значение глубины, определяемое установленным режимом сварки ($u = \text{const}$); $\xi(t)$ – изменение глубины за счет действия неконтролируемых возмущений.

На первый взгляд, кажется, что поскольку текущее состояние наблюдаемо, то ошибка $\xi(t)$ будет скомпенсирована за счет отрицательной обратной связи. Однако это не так. Следует помнить, что уравнение связи (1) получено при начальном векторе возмущений $w_0(t)$, действующим на момент идентификации матрицы связи C . Однако в ходе сварки условия по возмущению меняются, и матрица связи, используемая для оценки вектора состояния, в этом случае должна быть нестационарной ($C = C(t)$). Это требует непрерыв-

ной ее адаптации к изменяющимся условиям протекания процесса ЭЛС, что является неоправданным усложнением задачи.

Более того, при значительном уровне неконтролируемых возмущений, что характерно для процесса сварки, нарушается адекватность модели процесса (2), – матрицы A , B , D также оказываются нестационарными. Возникает еще задача адаптации динамической модели процесса.

Разумный выход в этой ситуации – перевод части неконтролируемых возмущений в разряд контролируемых. Основная часть возмущений (см. табл. 1) действует на электронный пучок как источник энергии. Следовательно, наблюдение источника энергии обеспечит контроль основной части возмущений $w_1(t)$ действующих в процессе ЭЛС.

Любой процесс сварки плавлением можно представить в виде двух составляющих процессов. Во-первых, процесса формирования источника энергии (ПФИ) с заданными проплавливающими свойствами, то есть пространственными и энергетическими характеристиками. Во-вторых, процесса формирования парогазового кратера (ПФК), то есть образования и существования движущегося в металле кратера заданной геометрической формы.

Тогда, при условии обязательного наблюдения источника энергии, процесс ЭЛС целесообразно представить в виде единой системы двух объектов: «источник энергии – парогазовый кратер», которые определяются соответственно ПФИ и ПФК (рисунок 3). При этом состояние $q(t)$ источника энергии, является управлением по отношению к ПФК и воздействует на состояние кратера $x(t)$, формируя соответствующую для данных условий форму парогазового кратера, обеспечивающую заданную форму проплава шва.

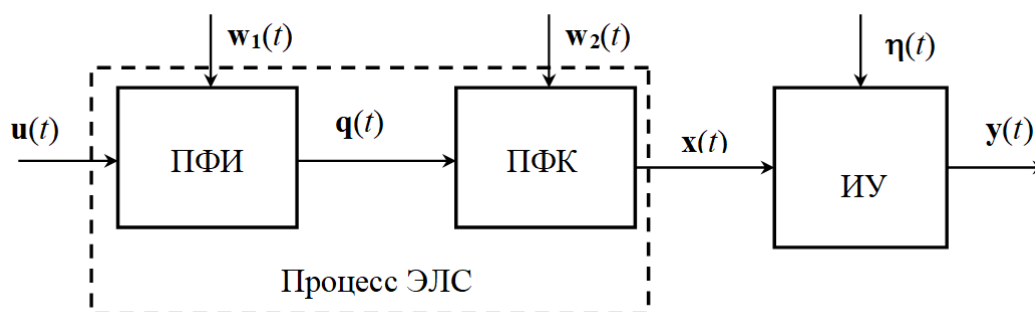


Рис. 3 – Представление процесса ЭЛС единой системой объектов «источник энергии – парогазовый кратер»:

ПФИ – процесс формирования источника энергии;

ПФК – процесс формирования парогазового кратера; w_1 , w_2 – возмущения, действующие на объекты

Описание состояния источника энергии

Основными параметрами, которые характеризуют проплавливающие свойства электронного пучка, являются его мощность и диаметр в области взаимодействия. Совокупность энергетического и геометрического параметров позволяет определить другой весьма существенный распределенный параметр – это плотность мощности в пятне нагрева.

В общем случае для аксиального конического пучка будем иметь двух-параметрическое распределение в функции координат r и z цилиндрической системы

$$q = q(r, z) = q_0(z) e^{-\frac{r^2}{r_3^2(z)}}, \quad (4)$$

где параметрами являются $q_0(z)$ – плотность мощности на оси пучка и $r_3(z)$ – радиус эквивалентного (по мощности) кругового пучка с равномерным распределением. Выражение (4) может служить обобщенной энергетической характеристикой электронного пучка как технологического инструмента. Для сечения $z = \text{const}$ из эквивалентности следует равенство для выражений мощностей реального и эквивалентного пучков:

$$P = 2\pi \int_0^{\infty} q(r) r dr = \pi r_3^2 q_0, \quad (5)$$

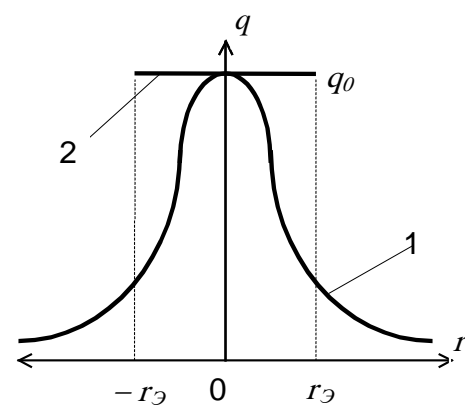
определяемых через нормальное распределение плотности (кривая 1), не имеющее четкой границы, и равномерное распределение в круге радиуса r_3 . При этом в пределах этого круга будет заключено 62% полной мощности реального пучка. Действительно, на основании (5):

$$P_{r_3} = 2\pi q_0 \int_0^{r_3} e^{-\frac{r^2}{r_3^2}} r dr = 0,62\pi r_3^2 q_0. \quad (6)$$

За пределами круга радиуса r_3 расположен ореол пучка с малым уровнем плотности мощности (см. рисунок 4), который в силу недостатка концентрации оказывает незначительное влияние на процесс сварки. Следовательно, данный параметр может быть принят в качестве радиуса реального пучка. Хорошую оценку значения r_3 дает метод прямого края. Причем, измерение радиуса возможно осуществить непосредственно в ходе процесса сварки [7]. Другой параметр – q_0 , определяющий состояние источника энергии (4), находится из выражения (5) при известной мощности пучка.

Таким образом, полагая что пучок в фокальном сечении имеет распределение плотности мощности, которое описывается нормальным законом с двумя параметрами q_0 и r_3 , можем ввести его вектор состояния в виде:

$$\mathbf{q}(t) = \begin{pmatrix} q_0(t) \\ r_3(t) \end{pmatrix}. \quad (7)$$



Описание состояния формы пароголового кратера

Форма проплава шва при ЭЛС является важной характеристикой, определяющей качество получаемого соединения. В первом приближении можно считать, что форма проплава определяется формой пароголового кратера, возникающего при действии пучка на материал. Точнее его головной частью, где влияние гидродинамики сварочной ванны минимально.

Наличие потоков перегретого металла, которые выбрасываются в хвостовую часть сварочной ванны при движении кратера, приводит к различию поперечных сечений пароголового кратера и расплавленной зоны. Последняя приобретает грибовидность за счет плавления приповерхностного слоя теплом, выделяющимся в перемещаемом жидком металле.

Как правило, форму проплава в поперечном сечении аппроксимируют кривой нормального распределения, которая имеет «крылья», уходящие в бесконечность. Принимая во внимание наличие вторичного переплава приповерхностного слоя, можно утверждать, что подобная аппроксимация в верхней части самому кратеру свойственна в минимальной степени.

С этих позиций в случае осесимметричного пучка с нормальным распределением плотности мощности целесообразно форму кратера аппроксимировать параболоидом вращения. В силу осевой симметрии параболоид полностью определяется своим меридиональным сечением, которое, при переходе к полярным координатам, можно задать параболой $s(r,z)$ [8].

Основными геометрическими параметрами кратера, обуславливающими форму сечения проплава, можно считать глубину H и радиус R головной части кратера. Эти же параметры: глубина и ширина $B = 2R$, являются основными, применяемыми в производстве для характеристики формы шва.

Тогда параболу $s(r,z)$ удобно представить уравнением в относительных переменных, представляющих отношение соответствующей независимой переменной к введенным геометрическим параметрам:

$$\frac{z}{H} = 1 - \left(\frac{r}{R}\right)^2, \quad (8)$$

где H и R – параметры, определяющие конкретную форму параболы (8).

Подобный подход позволяет перейти от распределенного объекта $s(r,z)$ к объекту с сосредоточенными параметрами, а его состояниями являются двумерные векторы:

$$\mathbf{s}(t) = \begin{pmatrix} H(t) \\ R(t) \end{pmatrix}. \quad (9)$$

Оценка вектора состояния формы кратера $\mathbf{s}(t)$ сводится к оценке его компонент $R(t)$ и $H(t)$ – радиуса и глубины.

Правомерность представления сечения кратера параболой подтверждается также тем, что разложение в ряд Тейлора в окрестности начала координат гауссовой кривой вида $z/H = \exp(-r/R)^2$ в первом приближении выражается параболической зависимостью:

$$e^{-\left(\frac{r}{R}\right)^2} = \sum_{n=0}^{\infty} (-1)^n \frac{\left(\frac{r}{R}\right)^{2n}}{n!} \cong 1 - \left(\frac{r}{R}\right)^2.$$

Ряд равномерно сходится на любом конечном промежутке, и при $r < R$ очередной член ряда $(r/R)^4$ и все последующие (учитывая чередование знаков) могут быть отброшены.

Таким образом, в пределах ширины кратера оба представления равноправны и определяются двумя геометрическими параметрами, которые можно принять за параметры состояния парогазового кратера.

Особенности управления процессом ЭЛС как системой «источник энергии – парогазовый кратер»

Итак, из анализа объекта в пространстве состояний следует, что при создании системы управления процессом ЭЛС можно придерживаться двух подходов: либо однообъектного, либо двухобъектного, когда процесс ЭЛС представлен единой системой двух процессов: ПФИ и ПФК. Во втором случае управлением для процесса формирования кратера является вектор $\mathbf{q}(t)$, характеризующий источник энергии – электронный пучок, который, в отличие от первого подхода, в данном случае должен быть наблюдаемым. Это, с одной стороны, предполагает определенное усложнение САУ в смысле технической и алгоритмической реализации, а с другой – повышает управляемость процессом и снижает уровень неконтролируемых возмущений, что предполагает более высокое качество управления.

Действительно, хорошо известно, что между источником энергии и формой парогазового кратера существует взаимно однозначное соответствие, то есть каждому источнику, при прочих равных условиях, соответствует единственная форма проплава, и наоборот. Тогда подобное соотношение эквивалентности, как биективное отображение между множеством источников и множеством форм кратеров, можно установить и для введенных векторов состояний ПФИ и ПФК:

$$\mathbf{q}(r, z) \Leftrightarrow s(r, z) \quad \Rightarrow \quad \mathbf{q} = \begin{bmatrix} q_0 \\ r_s \end{bmatrix} \Leftrightarrow \begin{bmatrix} H \\ R \end{bmatrix} = \mathbf{s}.$$

Откуда следует, что вектор состояний ПФИ – \mathbf{q} , являясь управлением для ПФК, определяет вектор состояния парогазового кратера \mathbf{s} , т.е. глубину и радиус кратера. Следовательно, наблюдение \mathbf{q} позволяет не только улучшить оценку \mathbf{s} , но и выполнить эту оценку более простыми математическими средствами [11].

Кроме того, появляется возможность организовать дополнительный контур – контур управления источником энергии, что, в свою очередь, открывает перспективу стабилизации проплавливающих свойств источника. Это создает весьма благоприятную обстановку для управления формой проплава, ввиду снижения уровня возмущений за счет их части, действующих на процесс ЭЛС в тракте ПФИ. Наличие двух объектов во втором подходе приводит к двум контурам в структурной схеме САУ (рисунок 5).

На схеме одноконтурной САУ (рисунок 2) компонентами вектора управления u являются параметры режима ЭЛС, устанавливаемые с помощью электронно-лучевой установки (ускоряющее напряжение, ток пучка, ток фокусирующей катушки, скорость сварки и пр.). Устройство оценки состояния дает текущую оценку компонент \hat{H} , \hat{R} вектора состояния формы кратера в условиях действия полного вектора возмущений, действующих как в тракте ПФИ – w_1 , так и в тракте ПФК – w_2 .

По полученным оценкам устройство управления в соответствии с алгоритмом, реализующим цель управления, формирует вектор управления, который обеспечивает коррекцию хода процесса ЭЛС в нужном направлении. Например, компенсирует отклонение параметров формы кратера в случае стабилизации. Значительный уровень возмущений, действующий на процесс, делает его нестационарным объектом управления со всеми вытекающими последствиями. Управление выполняется более простыми средствами по сравнению со схемой, представленной на рисунке 5, но сварка проводится в условиях не наблюдаемости источника энергии и, соответственно, незнания свойств инструмента обработки – электронного пучка. Результат существенно будет зависеть от стабильности источника энергии.

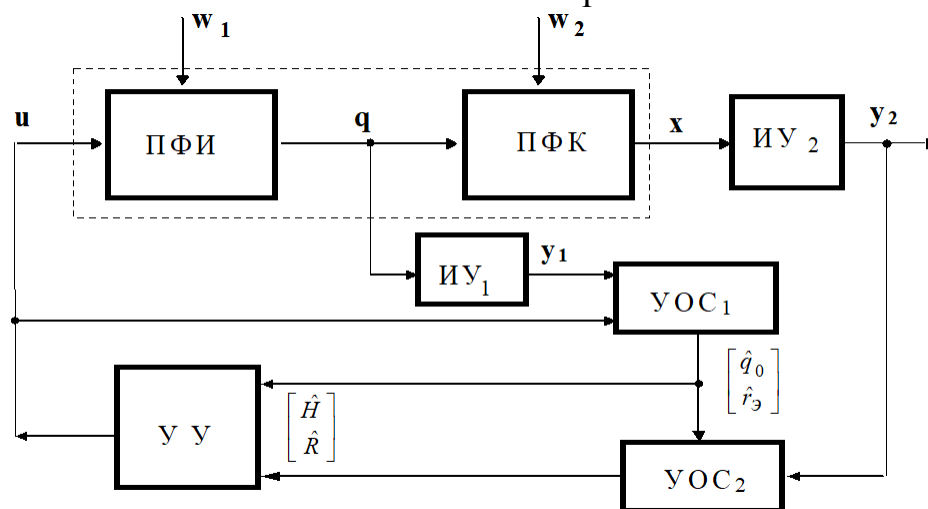


Рисунок 5 – Двухконтурная САУ процессом ЭЛС как системы «источник энергии – парогазовый кратер»:

ИУ – измерительное устройство; УОС – устройство оценки состояния; УУ – управляющее устройство; $\hat{}$ – символ оценки переменной

Схема двухконтурной САУ (рисунок 5) имеет контур, охватывающий ПФИ, для чего введено два дополнительных блока: ИУ₁ и УОС₁, которые осуществляют измерение выходов процесса формирования источника и оценку компонент его вектора состояния: q_0 и r_3 , что обеспечивает наблюдаемость источника энергии. Данный контур является контуром управления ПФИ. Используя полученные оценки, УУ формирует управляющие воздействия на ПФИ, которые корректируют параметры распределения плотности тока электронного пучка как компоненты его вектора состояния, обеспечивая стабильность их во времени.

Управление источником энергии можно осуществить как известными способами развертки пучка и сканирования его фокуса, с целью обеспечить требуемое распределение, так и независимым управлением температурой катода и потенциалом управляющего электрода в генераторе электронного пучка. В большинстве технологий ЭЛС этого будет достаточно, чтобы обеспечить постоянство формы проплава даже без второго контура управления [10].

Следует заметить, что необходимым условием этого будет достаточно малый уровень возмущений в тракте ПФК, что зависит от вида технологического процесса сварки. Но в любом случае данная задача при наличии контура управления ПФИ уже решена наполовину, поскольку существенная часть возмущений w_1 оказывается компенсированной, и управление ПФК проходит на фоне меньшего уровня возмущений.

Второй контур управления, образованный цепочкой ИУ₂ и УОС₂, охватывает собственно процесс формирования парогазового кратера. При этом на вход УУ поступают оценки компонент вектора состояния формы кратера, которые получены в условиях как минимум – контроля источника энергии или, как максимум – его стабильности. В такой ситуации значительно упрощается алгоритм, и процедура оценки состояния ПФК и повышается качество управления параметрами формы проплава.

Заключение

1. Анализ ЭЛС как объекта управления показывает, что наличие значительного уровня неконтролируемых возмущений, усложняющих оценку состояния процесса и управление им.

Разумным выходом в этой ситуации является представление ЭЛС в виде единой системы двух объектов: «источник энергии – парогазовый кратер». Обеспечение наблюдаемости первого из них – источника энергии, переводит основную часть возмущений в разряд контролируемых. Это повышает управляемость и способствует решению задачи по оценке состояния формы кратера и стабилизации формы проплава сварного шва.

2. В общем случае, учитывая аксиальную форму, электронный пучок как пространственный источник энергии адекватно представляется нормальным распределением плотности мощности. Причем, в фокальном сечении распределение полностью определяется двумя параметрами: значением плотности на оси пучка и радиусом эквивалентного по мощности пучка с равномерным круговым распределением.

Поскольку первым членом разложения нормальной кривой в ряд Тейлора является парабола, то форму кратера можно считать параболоидом вращения, который однозначно определяется двумя параметрами: глубиной и радиусом полости.

Такое определение формы кратера хорошо согласуется с практикой задания геометрических параметров для формы провара на производстве.

Литература

1. Гладков Э.А., Бродягин В.Н., Перковский Р.А. Автоматизация сварочных процессов: учебник. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 421 с.
2. Гладков Э.А., Шиганов И.Н., Ластовирия В.Н. Управление процессами сварки концентрированными потоками энергии: учеб. пособие. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2017. – 111 с.
3. Iria H., Tsukamoto S., Inagaki M. Relation between beam properties and shape of fusion zone in electron beam welding // *Transac. of Nat. Res. Ins. For Metal.* – 1984. – Vol. 26, № 4. – P. 25–33.
4. Справочник по теории автоматического управления / Под ред. А. А. Красовского. – М.: Наука, 1987. – 712 с.
5. Lastovirya V. N. The Method of Welding Joint's Form Description During the Process of Beam Welding on the Base of and Gas Canal // 4 conf. on electron beam technologies and materials: EBТ'94. – Varna, 1994. – P. 119–122.
6. Карамонов К. Е. Экспериментальное исследование структуры электронных пучков. // *Физ. и хим. обраб. материалов.* – 1971. – № 2. – С. 63–68.
7. Ластовирия В. Н., Полянский Н. В. Система оперативного контроля проплавления свойств пучка в ходе сварочного процесса // *Сварочное пр-во.* – 1990. – № 8. – С. 25–26.
8. Ластовирия В. Н. Идентификация связи формы проплава с энергетическим балансом пучка при электронно-лучевой сварке // *Машиностроение и инженерное образование.* 2007, № 3. С. 17–22.
9. Ластовирия В. Н. Процесс электронно-лучевой сварки как объект управления формой провара // *Сварочное пр-во.* – 1997. – № 5. – С. 2–5.
10. Ластовирия В. Н. Концепция организации энергоблока для ЭЛС со стабилизацией параметров нормального распределения плотности мощности в пучке/ *Сварка и контроль*// ВНТК к 150-лет. Н.Г. Славянова: Сб. докл. Т. 1. – Пермь, 2004.
11. Кожеченко А.С., Слива А.П., Маслов А.Н., Щербаков А.В., Гончаров А.Л., Родякина Р.В., Драгунов В.К. Об организации систем управления электронно-лучевых технологических установок // *Электротехника.* – 2024. – № 7. – С. 42–49.

Раздел 4.

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

Рентгенодифракционные исследования структурно-фазовых превращений в литых и аддитивно полученных образцах титанового сплава Ti-6Al-4V, подвергнутых высокотемпературному наводороживанию¹

Камелина К. Д.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

Аннотация. В работе исследовались образцы титанового сплава Ti-6Al-4V, полученные методами литья и проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. Образцы подвергались высокотемпературному газофазному наводороживанию при температурах 450 и 550 °С. Методом рентгенофазового анализа проведена аттестация фазового состава образцов перед насыщением водородом. Методом рентгенофлуоресцентного анализа определён их элементный состав. Газофазное наводороживание *in situ* осуществлялось в две стадии: нагрев образцов до заданной температуры в вакууме со скоростью 5°С/мин и выдержка при данной температуре в водородной атмосфере. В процессе нагрева в вакууме, а также в процессе высокотемпературного наводороживания образцов Ti-6Al-4V получали спектры рентгеновской дифракции. Показано, что особенностью газофазного наводороживания аддитивно полученных образцов по сравнению с литыми является образование переходной метастабильной фазы TiH_{0,71}. Методом плавления в атмосфере инертного газа определено массовое содержание водорода в образцах после окончания процесса наводороживания.

Ключевые слова: аддитивные технологии; электронно-лучевое аддитивное производство; Ti-6Al-4V; рентгенофазовый анализ; *in situ* исследования.

Abstract. In current work, the samples of titanium Ti-6Al-4V alloy obtained by casting and electron beam additive manufacturing (EBAM) were studied. The samples were hydrogenated under temperature of 450 and 550 °C. The phase composition of the samples before hydrogenation was measured using X-Ray diffraction analysis methods. X-Ray fluorescence analysis was used for samples elemental composition definition. Gas-phase *in situ* hydrogenation was conducted in two stages: heating the sample to a certain temperature at a rate of 5°C/min and exposure at a given temperature in hydrogen atmosphere. During the heating and gas-phase hydrogenation diffraction patterns of the sample were obtaining. It is shown that the feature of hydrogenation of the additively obtained samples is the formation of transitional metastable phase TiH_{0,71}. The mass content of hydrogen in the sample after the end of the hydrogenation process was determined using inert gas fusing method.

Keywords: additive manufacturing; electron beam additive manufacturing; Ti-6Al-4V; XRD analysis; *in situ* investigations.

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных при финансовой поддержке в рамках Государственного задания, проект № FSWW-2024-0001

Введение

Применение аддитивных технологий (АТ) в производстве изделий из металлов имеет известные преимущества, важнейшее из которых – возможность создавать изделия сложной геометрии. Перспективным материалом для АТ является сплав Ti-6Al-4V. Он обладает прочностью, лёгкостью, коррозионной стойкостью, биосовместимостью и т. д. [1, 2]. Ti-6Al-4V по стоимости превосходит многие другие сплавы [3], и поэтому выгодно применять АТ для производства изделий из Ti-6Al-4V, чтобы минимизировать расход материала при производстве. Кроме того, АТ позволяют сократить стоимость объем работ по механической обработке титановых сплавов, которые с трудом поддаются ей [4].

Так как АТ предполагают воздействие на материал повышенных температур и неравномерное остывание, изделия, полученные АТ из Ti-6Al-4V, по своей структуре отличаются от полученных традиционными методами [5-7]. Быстрое остывание материала в аддитивном процессе является причиной возникновения α' -мартенсита [8], что не характерно для литых изделий. Из-за различий в микроструктуре аддитивно полученных и литых изделий из Ti-6Al-4V предполагается, что взаимодействие аддитивно полученного сплава Ti-6Al-4V с активными газами, в том числе с водородом, будет существенно отличаться.

Воздействие водорода при повышенных температурах вредит сплавам титана из-за охрупчивания, которое приводит к последующему разрушению при нагружении. Однако материалы, сорбирующие водород, применяются в водородных технологиях как накопители водорода или как части систем очистки [9]. Для понимания свойств, характеризующих водородную стойкость материала, необходимо исследовать его структуру в условиях сред с высоким содержанием водорода.

Многие работы посвящены изучению свойств Ti-6Al-4V, подвергнутого влиянию водорода. Изучаются как образцы, полученные методом литья [10, 11], так и аддитивно полученные образцы [12, 13].

При всём разнообразии подходов к изучению аддитивно полученных изделий из Ti-6Al-4V [14-16], исследования механизмов наводороживания образцов Ti-6Al-4V, полученных методом проволочной АТ, в литературе не представлены. При этом по востребованности и актуальности проволочные АТ не уступают порошковым. Микроструктура и фазовый состав 3D-напечатанных изделий Ti-6Al-4V, полученных из порошка и из проволоки, может существенно отличаться [17]. Сорбционная способность по отношению к водороду, а также механизмы формирования гидридной фазы в этих изделиях также могут отличаться. Цель данной работы – исследование закономерностей фазовых превращений при газофазном наводороживании в образцах титанового сплава Ti-6Al-4V, полученных методом литья с и методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства.

Материалы и методы исследования

Методом электроискровой резки из центральной части заготовки титанового сплава Ti-6Al-4V, полученной методом EBAM, были вырезаны 2 образца AT1 и AT2 размерами 5 мм × 5 мм × 0,1 мм.

Литые образцы Л1 и Л2 были вырезаны методом электроискровой резки из прокатанной пластины из титанового сплава Ti-6Al-4V толщиной 2 мм. Их размеры идентичны размерам аддитивно полученных образцов. Все образцы были шлифованы и полированы после резки.

Литой образец Л1 и аддитивно полученный образец AT1 нагревались до температуры 450 °С, а затем выдерживались при данной температуре в водородной атмосфере при давлении 1 атм. Литой образец Л2 и аддитивно полученный образец AT2 нагревались до температуры 550 °С и также выдерживались в водородной среде.

Анализ фазового состава и структуры исследуемых образцов выполнен методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на основании дифрактограмм, полученных с помощью дифрактометра Shimadzu XRD-7000, оснащенного высокоскоростным детектором MYTHEN 1K (Dectris).

Нагрев образцов осуществлялся в высокотемпературной камере НТК 2000N. Наводороживание производилось в газовой системе, разработанной в Томском Политехническом Университете на базе рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD-7000 с высокоскоростным детектором [18].

Время экспозиции каждой дифрактограммы составляло 1 минуту/кадр, диапазон углов по $2\theta \sim (32-42)^\circ$. Водород подавался в камеру под давлением 1 атм.

Абсолютную концентрацию водорода в образцах после высокотемпературного насыщения определяли методом экстракции водорода при нагреве в потоке инертного газа-носителя на установке LECO RHEN-602.

Результаты

Как можно видеть из таблицы 1, фазовые и элементные составы исходных литых и аддитивно полученных образцов отличаются слабо.

Таблица 1.
Фазовый и элементный составы исследуемых образцов до наводороживания

Образец	Обнаруженные фазы	Содержание фаз, об. %	Элементный состав, масс. %			
			Al	V	Fe	Ti
AT1 и AT2	α -Ti	94,5	5,1	4,3	0,1	90,5
	β -Ti	5,5				
Л1 и Л2	α -Ti	96,0	5,3	4,1	0,1	90,5
	β -Ti	4,0				

По достижении заданной температуры в камеру с образцами подавался водород. РСА образца Л1 показал, что при наводороживании при температуре 450°С его фазовый состав не меняется (рисунок 1, а), поскольку он не

сорбирует водород. Абсолютное содержание водорода в нём после гидрирования составило 0,03 масс. %. При этом образец АТ1 активно поглощает водород при гидрировании при температуре 450 °С (до 3,4 масс. %). Поглощение образцом АТ1 водорода сопровождается развитием фазовых переходов, представленных на рисунке 1, б.

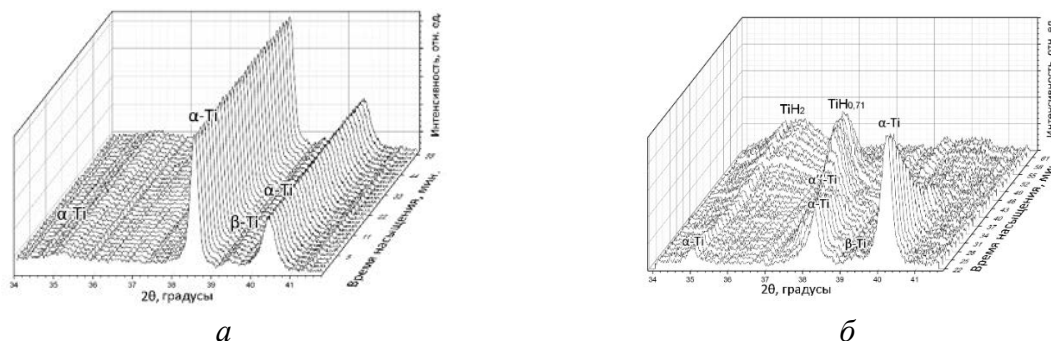


Рисунок 1 – Дифрактограммы, полученные в процессе наводороживания при температуре 450°С: а) образца Л1; б) образца АТ1

После 28 минут наводороживания образца АТ1 наблюдается уменьшение интенсивности рефлексов α -Тi, наряду с образованием метастабильной мартенситной α'' -фазы, интенсивность рефлексов которой возрастает со временем до 37-й минуты наводороживания.

После 37 минут наводороживания появляется рефлекс, соответствующий фазе $\text{TiH}_{0.71}$ [19]. Дальнейшее наводороживание приводит к увеличению интенсивности рефлекса (111) $\text{TiH}_{0.71}$ наряду с падением интенсивности рефлекса α'' -фазы. Полное исчезновение α'' -фазы происходит на 48-й минуте наводороживания, когда интенсивность рефлекса $\text{TiH}_{0.71}$ достигает максимума. После этого наблюдается рефлекс, принадлежащий кубическому TiH_2 . После 55 минут наводороживания $\text{TiH}_{0.71}$ полностью превратился в TiH_2 . В течение всего процесса наводороживания в образце сохраняется присутствие β -Тi.

Повышение температуры гидрирования до 550°С привело к активному поглощению водорода образцом Л2 (до 2,33 масс.%) и развитию в нём фазовых переходов, представленных на рисунке 2, а. Практически сразу с начала насыщения образца Л2 уменьшается интенсивность рефлекса, соответствующего фазе α -Тi в направлении (101), наряду с чем на 10-й минуте гидрирования растёт интенсивность рефлекса β -Тi. Это происходит с 10-й по 30-ю минуту насыщения, после чего его интенсивность уменьшается до нуля. После 32 минут наводороживания, наряду с падением интенсивности пика (002) α -Тi, возникает рефлекс фазы α'' -Тi. Насыщение в течение 35 минут приводит к возникновению новых рефлексов кубического гидрида титана TiH_2 . Их интенсивность увеличивается до окончания эксперимента. При этом после 45-й минуты насыщения интенсивность рефлексов α'' -Тi снижается.

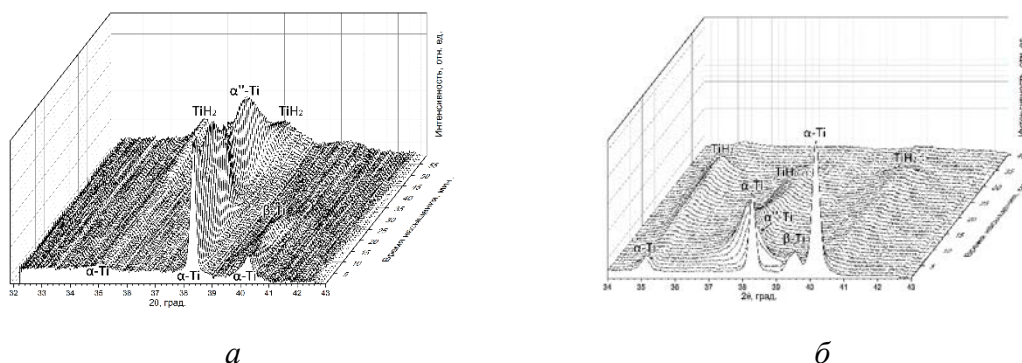


Рисунок 2 – Дифрактограммы, полученные в процессе наводороживания при температуре 550°C: а) образца Л2; б) образца АТ2

Гидрирование при 550°C приводит к более быстрому развитию фазовых переходов в аддитивно полученном образце АТ2 по сравнению с образцом АТ1. После 5 минут насыщения водородом интенсивность рефлексов фазы α -Ti уменьшается до нуля. На 4-й минуте наводороживания появляется рефлекс фазы α'' , который существует до ~7-й минуты насыщения, а затем его интенсивность падает до нуля. Наряду с падением интенсивности рефлексов α'' -фазы возникает рефлекс фазы $TiH_{0.71}$. Интенсивность рефлекса достигает максимума на 10-й минуте насыщения, после чего она снижается. В то же время возникает рефлекс, принадлежащий TiH_2 . Его интенсивность увеличивается наряду с падением интенсивности рефлексов $TiH_{0.71}$. К 30-й минуте наводороживания образец полностью превращается в стабильный TiH_2 . Содержание водорода в образце после гидрирования составило 1,26 масс. %, что меньше, чем в образце АТ1. Это, возможно, обусловлено десорбцией водорода из образца при прекращении подачи водорода в камеру [20].

Заключение

На основе проделанной работы сделаны следующие выводы:

1. Процесс газофазного насыщения водородом при температуре 450°C образца АТ1 сопровождается фазовыми переходами $\alpha+\beta \rightarrow \alpha+\beta+\alpha'' \rightarrow \alpha+\beta+\alpha''+TiH_{0.71} \rightarrow \beta+\alpha''+TiH_{0.71} \rightarrow \beta+TiH_{0.71}+TiH_2 \rightarrow \beta+TiH_2$.
2. Процесс газофазного насыщения водородом при температуре 550°C образца Л1 сопровождается фазовыми переходами $\alpha+\beta \rightarrow \alpha+\alpha'' \rightarrow \alpha''+TiH_2 \rightarrow TiH_2$.
3. Процесс газофазного насыщения водородом при температуре 550°C образца АТ2 сопровождается фазовыми переходами $\alpha+\beta \rightarrow \alpha+\beta+\alpha'' \rightarrow \beta+\alpha''+TiH_{0.71} \rightarrow \alpha''+TiH_{0.71} \rightarrow TiH_{0.71}+TiH_2 \rightarrow TiH_2$.
4. Выявлено, что отличительной особенностью наводороживания аддитивно полученных образцов АТ1 и АТ2 по сравнению с литыми образцами Л1 и Л2 является образование переходной метастабильной фазы $TiH_{0.71}$.

Список литературы

1. Boyer R. *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys* / Boyer R., Welsch G., Collings E. W. – Russel: ASM International, 1994.
2. Ziaie B. Characterization of selective laser melted Ti6Al4V TPMS porous structures for biomedical applications / B. Ziaie, L. Niu, W. Saleem et al. // *Journal of Alloys & Compounds*. – 2025. – vol. 1022. – P. 180084.
3. Bodunrin M. O. Development of low-cost titanium alloys: A chronicle of challenges and opportunities / M. O. Bodunrin, L. H. Chown, J. A. Omotoyinbo // *MaterialsToday: Proceedings*. – 2021. – vol. 38 – P. 564.
4. Pramanik A. Problems and solutions in machining of titanium alloys / A. Pramanik // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2013. – vol. 70. – P. 919-928.
5. DebRoy T. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback et al. // *Progress in Materials Science*. – 2018. – vol. 92. – P. 112-224.
6. Lasisi A. M. The influence of microstructure heterogeneity on the tensile deformation behaviour of cold metal transfer additively manufactured Ti6Al4V / A. M. Lasisis, E. Farabi, T. Klein et al. // *Journal of Alloys & Compounds*. – 2025. – vol. 1010. – P. 178257.
7. Wang M. Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V cruciform structure fabricated by coaxial electron beam wire-feed additive manufacturing / M. Wang, J. Hu, J. Zhu et al. // *Journal of Alloys & Compounds*. – 2023. – vol. 960. – P. 170943.
8. DeMott R. 3D characterization of microstructural evolution and variant selection in additively manufactured Ti-6Al-4 / R. DeMott, N. Haghdadi, X. Liao et al. // *Journal of Materials Science*. – 2021. – vol. 56. – P. 14763–14782.
9. Blackburn J. L. Measurement of the reversible hydrogen storage capacity of milligram Ti–6Al–4V alloy samples with temperature programmed desorption and volumetric techniques / J. L. Blackburn, P. A. Parilla, T. Gennett et al. // *Journal of Alloys & Compounds*. – 2008. – vol. 454. – P. 483-490.
10. Chandrakar S. Mechanical Behavior of Hot-Rolled and Direct Metal Laser-Sintered Ti6Al4V Alloy in the Presence of Hydrogen / S. Chandrakar, P. Gore, N. P. Gurao // *ACS Materials Au*. – 2025.
11. Kacenska Z. High susceptibility of 3D-printed Ti-6Al-4V alloy to hydrogen trapping and embrittlement / Z. Kacenska, M. Roudnicka, O. Ekrt et al. // *Materials Letters*. – 2021. – vol. 301. – P. 130334.
12. Metalnikov P. Hydrogen trapping in additive manufactured Ti–6Al–4V alloy / P. Metalnikov, D. Eliezer, G. Ben-Hamu // *Materials Science and Engineering A*. – 2021. – vol. 811. – P. 141050.
13. Pushilina N. Influence of Manufacturing Parameters on Microstructure and Hydrogen Sorption Behavior of Electron Beam Melted Titanium Ti-6Al-4V Alloy / N. Pushilina, M. Syrtanov, E. Kashkarov et al. // *Materials*. – 2018. – vol. 11. – P. 763.
14. Pushilina N. Hydrogen-Induced Phase Transformation and Microstructure Evolution for Ti-6Al-4V Parts Produced by Electron Beam Melting / N. Pushilina, A. Panin, M. Syrtanov et al. // *Metals*. – 2018. – vol. 8. – P. 301.
15. Metalnikov P. Hydrogen embrittlement of electron beam melted Ti-6Al-4V / P. Metalnikov, D. Eliezer, G. Ben-Hamu // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – vol. 9. – P. 16126-16134.
16. Silverstein R. Hydrogen trapping in 3D-printed (additive manufactured) Ti-6Al-4V / R. Silverstein, D. Eliezer // *Materials Characterization*. – 2018. – vol. 144. – P. 297-304.
17. Vafadar A. Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges / A. Vafadar, F. Guzzomi, A. Rassau et al. // *Applied Sciences*. – 2021. – vol. 11. – P. 1213.
18. Syrtanov M. Laboratory X-ray Diffraction Complex for In Situ Investigations of Structural Phase Evolution of Materials under Gaseous Atmosphere / M. Syrtanov, G. Garanin, E. Kashkarov et al. *Metals*. – 2020. – vol. 10. – P. 447.
19. Zhang H. Phase Transformation, Microstructural Evolution and Tensile Properties of a TiH₂-Based Powder Metallurgy Pure Titanium / H. Zhang, C. Wang, J. Guo et al. // *Metals*. – 2024. – vol. 14. – P. 1218.
20. Спивак Л. В. Термическая декомпозиция гидрида титана / Л. В. Спивак, Н. Е. Щепина // *Альтернативная энергетика и экология*. – 2015. – Т. 185, №21. – С. 84-99.

Механические свойства комбинированной конструкции титан-сталь, полученной с помощью ЭЛАФ

Терентьев Е.В.¹, Козырев Х.М.¹, Бородавкина К.Т.¹, Шишкин Д.В.¹,
Слива А.П.¹

¹ ФГБОУ ВО "НИУ МЭИ", Москва, Российская Федерация

Аннотация. Развитие аддитивных технологий привело к повышению интереса к получению комбинированных конструкций титан-сталь. За последние годы наблюдается рост числа научных публикаций. Однако механические свойства аддитивно сформированных комбинированных конструкций титан-сталь изучены недостаточно. Данная работа посвящена оценке влияния особенностей аддитивного формирования на комплекс механических свойств комбинированной конструкции титан-сталь с промежуточными слоями из ниобия и меди. Методом ЭЛАФ получены комбинированные конструкции на трех различных режимах. Проведены испытания растяжением, испытания на трещиностойкость и ударную вязкость. Показано, что с увеличением тепловложения комплекс механических свойств возрастает. Достигнута временная прочность в 265 МПа, при относительном удлинении 6%.

Введение

Применение комбинированных конструкций титан-сталь позволяет объединить высокую коррозионную стойкость титана с высокой прочностью и технологичностью стали в одном изделии. Их применение позволяет снизить объем использованного титана и улучшить качество соединений коррозионностойких титановых элементов со стальными узлами. В промышленности распространено получение комбинированных конструкций титан-сталь методами сварки в твердой фазе [1-4], наиболее апробированными из которых являются сварка взрывом [1, 2], прокатка [3] и диффузионная сварка [4].

В последние годы наблюдается повышение интереса к получению комбинированных конструкций титан-сталь с помощью аддитивных технологий [5-14], позволяющих получать изделия за одну технологическую операцию и снижать материалоемкость. Применительно к комбинированным конструкциям титан-сталь использование аддитивного формообразования решает проблему ограниченной геометрии изделий, характерную для методов сварки в твердой фазе. Подавление формирования хрупких интерметаллидов системы Ti-Fe достигается за счет использования промежуточных прослоек из других металлов. На сегодняшний день показана возможность аддитивного формообразования комбинированных конструкций титан-сталь с различными прослойками, такими как: Nb-Cu [5, 14], Mo-Cu [6], V-Cu [7], Ta-Ni [8], NiCr [9, 10]. Однако механические свойства аддитивно получаемых конструкций исследованы недостаточно. В большинстве работ определяются лишь статические свойства. В свою очередь комплекс механических свойств,

включающий ударную вязкость и трещиностойкость, и влияние режимов аддитивного формообразования на данные свойства не исследовался ни в одной из работ.

Таким образом целью работы является оценка влияния особенностей аддитивного формирования на комплекс механических свойств комбинированной конструкции титан-сталь с промежуточными слоями из ниобия и меди.

Методика исследования

Механические испытания проводили на изготовленных с помощью ЭЛАФ плоских комбинированных конструкциях Ti-Nb-Cu-низкоуглеродистая сталь. Подробная методика изготовления комбинированных конструкций приведена в предыдущих работах [15-17]. Основные параметры режимов наплавки представлены в таблице 1.

Таблица 1

Режимы ЭЛАФ

Наплавляемый материал	Слой №	I, мА	w, м/мин	Форма развертки	A (Ax/Ay), мм	f, Гц
Режим №1						
Nb	1-7	18-26	0,4	2 конц. окр	1,7/1,7	100
Cu	1-3	18-29	0,7			
сталь	1-4	20-16	1	1 конц. эллипс	1,5/1	
Режим №2						
Nb	1-5	18-30	0,4	2 конц. окр	1,7/1,7	100
Cu	1-3	22-32	0,7	зигзаг	1,7/1,5	10
сталь	1-4	24-14	1	1 конц. эллипс	1,5/1	100
Режим №3						
Nb	1-5	18-29	0,4	2 конц. окр	1,7/1,7	100
Cu	1-3	23-30	0,7	зигзаг	1,7/1,7	10
сталь	1-4	24-16	1	1 конц. эллипс	1,5/1,5	100

Полученные ЭЛАФ конструкции разрезали в поперечном сечении. Перед изготовлением образцов для механических испытаний для каждого сечения проводили рентгеновскую дефектоскопию. На растяжение отбирали образцы без дефектов формирования либо с их минимальным количеством. Для испытаний на ударную вязкость и трещиностойкость образцы отбирались так, чтобы на испытываемой линии сплавления не было дефектов.

Далее к полученным и отобранным поперечным сечениям для достижения необходимой длины образцов на механические испытания приваривали пластины той же толщины: титановую пластину со стороны титановой подложки и пластину из низкоуглеродистой стали со стороны наплавленного слоя того же материала. Размерную обработку производили на электроэрозионном станке. Образцы для испытаний на ударную вязкость были выполнены в соответствии с ГОСТ 9454-78 с концентратором вида U, для испытаний на трещиностойкость в соответствии и ГОСТ 25.506-85 – плоские образцы типа 4 с иницирующим надрезом варианта 2.

Испытания растяжением проводили на универсальной напольной электромеханической испытательной машине Instron 5982, а испытания на ударную вязкость – на электромеханическом маятниковом копре Instron MPX450.

Выращивание усталостной трещины производили растяжением образца с коэффициентом асимметрии $R = 0,1$ и частотой нагружения 5 Гц на универсальной сервогидравлической испытательной машине Instron 8801. Длину трещины в процессе выращивания измеряли визуально с каждой из сторон, и останавливали циклирование при достижении её размеров в диапазоне 1...1,5 мм. Определение трещиностойкости производили испытанием на статический трёхточечный изгиб. Контроль длины раскрытия усталостной трещины v в процессе изгиба осуществлялся методом корреляции цифровых изображений (КЦИ/DIC), который заключается в периодической съёмке боковой поверхности образца в процессе его деформирования. Для съёмки использовалась фотокамера Vaumer VCXG-32M, частота съёмки была выбрана равной 5 Гц. На основании полученных массивов данных P (с испытательной машины) и v (получены методом КЦИ) строили кривые деформирования «нагрузка P – раскрытие трещины v » и определяли тип диаграммы по ГОСТ 25.506-85.

Результаты исследования и их обсуждение

Подробное описание особенностей формирования структуры комбинированной конструкции титан-сталь приведено в предыдущих работах [15-18]. В рамках данной работы будут даны общие тенденции формирования наплавляемых слоев и отдельно отмечены лишь те области, которые оказывают значительное влияние на получаемые свойства. Внешний вид образцов приведён на рисунке 1.

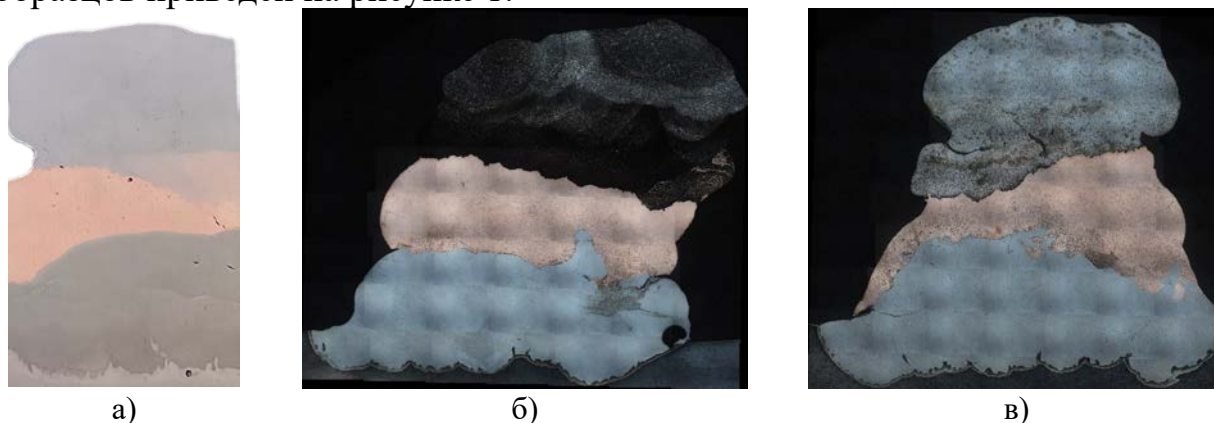


Рисунок 1 – Внешний вид образцов: а) №1; б) №2; в) №3

Типичная структура линии сплавления титан-ниобий представлена на рисунке 2, а. В области перекрытия валиков формируется обогащенный титаном «язык», вытянутый в направлении ниобиевого слоя. Структура в переходном слое меняется в последовательности $\alpha\text{-Ti} \rightarrow \alpha\text{-Ti} + \alpha'(\alpha'') \rightarrow \alpha(\alpha')$ + $\beta\text{-Ti} \rightarrow \beta\text{-Ti} +$ вторичная $\alpha_{II} \rightarrow \beta\text{-Ti}$. Увеличение содержания ниобия

сопровождается измельчением структурных составляющих до тех пор, пока не будет достигнута полная стабилизация β -Ti.

При наплавке стали на медный слой значительная разница в температурах плавления приводила к оплавлению медной подложки и формированию структуры механической смеси на основе твердых растворов меди и железа (рис. 2, б). В нижних слоях стали внутри твердого раствора на основе железа обнаруживались вторичные дисперсные включения твердого раствора основе меди, что приводило к локальному увеличению твердости. Совокупность действующих напряжений и межзеренного проникновения меди в сталь приводила к зарождению горячих трещин, часть из которых была залечена.

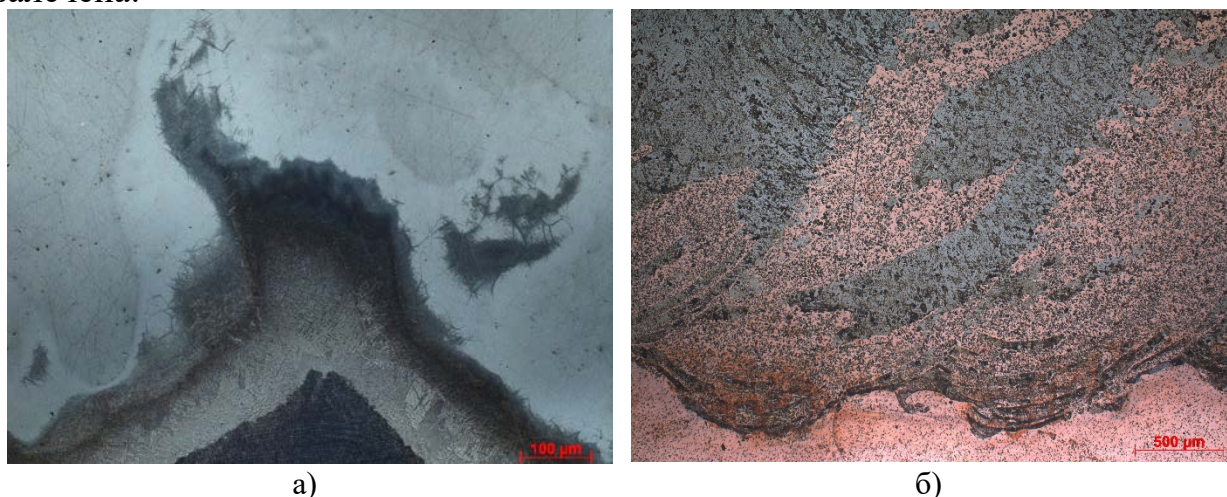


Рисунок 2 – Типичная структура полученных образцов: а) линия сплавления Ti-Nb, 200x; б) линия сплавления Cu-Fe, 50x

С точки зрения влияния на механические свойства наибольший интерес представляет линия сплавления Nb-Cu. Используемые режимы, обеспечивающие стабильное формирование, различались величиной тепловложения. С увеличением номера режима тепловложение увеличивалось (рис. 3). Режим №1 применялся для подавления формирования механической смеси Nb-Cu в области сплавления. На данном режиме наблюдалась наименьшая степень оплавления ниобиевой подложки (рис. 3, а). Межфазная граница ниобий-медь была прямолинейна, а межзеренное проникновение меди в ниобий было минимальным и ограничивалось размерами одного зерна. Однако вкладываемая мощность оказалась недостаточной, что привело к дефектам формирования. В ниобиевом слое наблюдались единичные несплавления по границам валиков (рис. 3, б). На межфазной границе Nb-Cu наблюдались протяженные участки несплавления (рис. 3, а).

Для подавления дефектообразования при наплавке по режиму №2 тепловложение было увеличено, что привело к формированию медно-ниобиевой структуры в медном слое и вдоль всей линии сплавления в частности (рис. 3, в, г). Было выделено два типа формирующейся структуры: смесь, в которой Nb представлен отдельными крупными включениями (рис. 3, в), и тонкодисперсная структура смеси, наблюдаемая по межфазной границе

Nb-Cu (рис. 3, г). При наплавке по режиму №2 часть линии сплавления оказывалась прямолинейной (рис. 1, б). Однако ввиду прогрева ниобиевой подложки и узости допустимых режимов наплавки на последних валиках произошло увеличение степени проплавления. Проплавление до слоев с повышенным содержанием титана активизировало межзеренное проникновение меди в ниобий, в результате чего была сформирована обширная сетка, доходящая до первого слоя ниобия (рис. 3, в).

Аналогично режиму №1, на режиме №2 было выявлено формирование отслоений по межфазной границе Nb-Cu (рис. 3, г). При этом как по линии сплавления, так и по границе отслоений наблюдается образование тонких прослоек, отмеченных стрелкой на рисунке 3, г. По всей видимости, под действием термического цикла происходит формирование внутренних напряжений, обусловленных различными ТКЛР меди и ниобия. Более того, использованная медь марки М1 содержит примеси, которые имеют тенденцию на выделение на межфазной границе медь-ниобий вследствие высоких скоростей кристаллизации первых порций металла, при которых перераспределение примесей произойти не успевают. Высокая абсорбционная способность ниобия также является негативным фактором. Известно, что в системе ниобий-кислород при пониженных давлениях наблюдаются высокие значения коэффициента абсорбции вплоть до 2000-2200°С [19]. Учитывая, что одной из основных примесей в меди является кислород, высокая абсорбционная способность ниобия может приводить к формированию слоя неметаллических включений на межфазной границе. В сумме с возникающими напряжениями на межфазной поверхности возможно формирование отслоений. Примечательно, что наиболее протяженные прослойки формировались на прямолинейных участках линии сплавления.

Режим №3 характеризовался наибольшим тепловложением, что достигалось корректировкой развертки. После наплавки наблюдалась значительная степень оплавления подложки (рис. 3, д, е). Структура нижних слоев представлена грубой механической смесью Nb-Cu (рис. 3, д). От линии сплавления наблюдаются множественные участки инициации межзеренного проникновения меди в ниобий. Аналогично режиму №2, при наплавке последних валиков степень проплавления возрастала. Сформированная обширная сетка проникшей меди достигала нижних слоев ниобия (рис. 3, е). При этом увеличение тепловложения позволило подавить формирование несплавлений по линии сплавления ниобий-медь. Выделение прослоек неметаллических включений также было снижено, однако полностью их образование подавить не удалось. Было отмечено, что выделение прослоек преимущественно происходит по наименее оплавленным областям, где формирование механических смесей было подавлено. По всей видимости при оплавлении и формировании механических смесей происходит «разбивание» цепочек включений, в результате чего они обнаруживаются в виде отдельных включений, а не продолжительных цепочек.

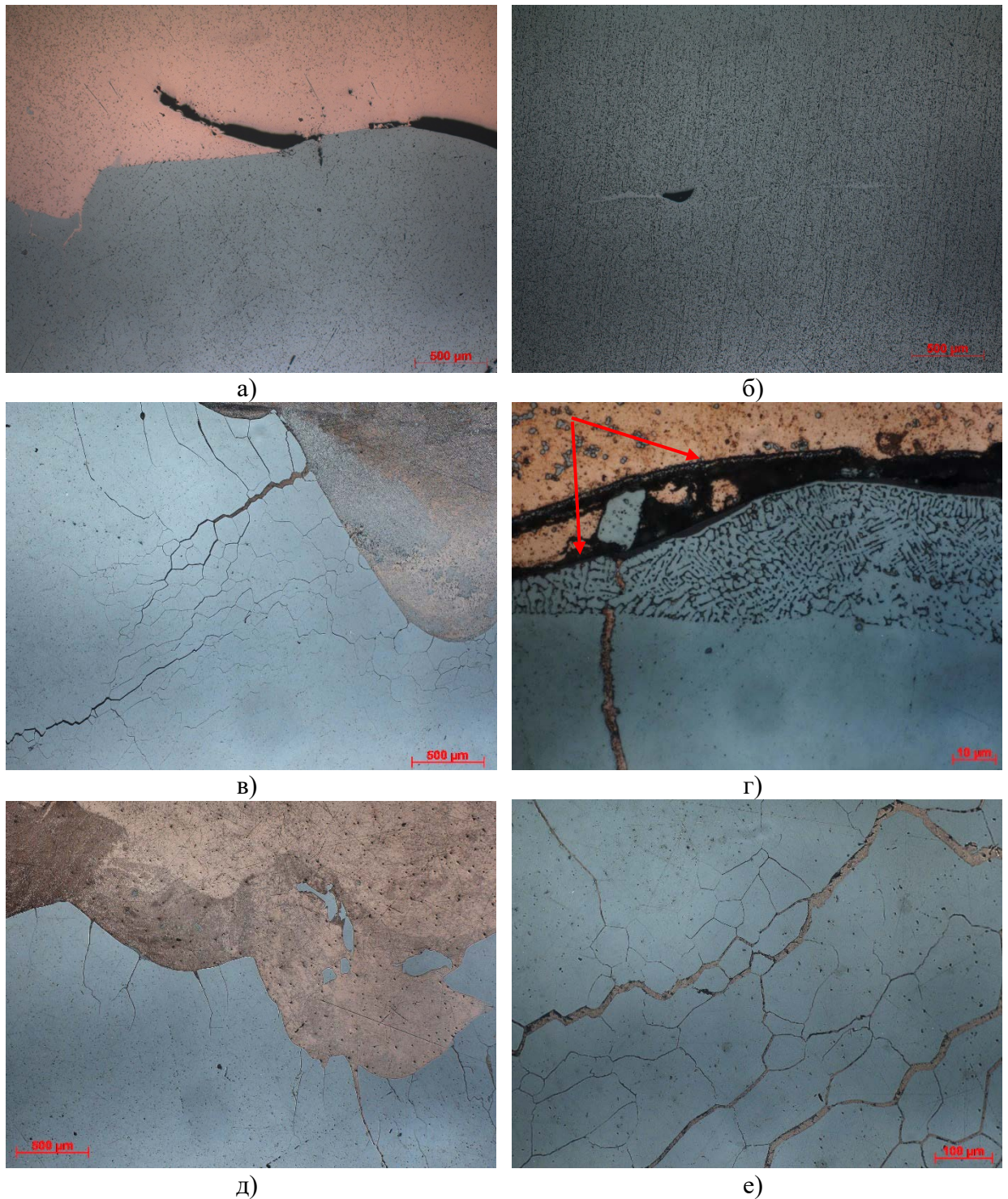


Рисунок 3 – Структура образцов на линии сплавления Nb-Cu: режим №1 а, б) 50х; режим №2 в) 50х, г) 1500х; режим №3 д) 50х, е) 200х

Результаты испытаний растяжением с указанием места разрушения приведены на рисунке 4, а. Максимальное временное сопротивление было достигнуто на режиме №3 и составило 265 МПа при относительном удлинении в 6%. При этом разрушение произошло по стальному слою, а именно по линии сплавления слоев стали (рис. 5, а). Вторым образцом, наплавленным по режиму №3, разрушился по медному слою вблизи линии сплавления со сталью и имел временное сопротивление 226 МПа с относительным удлинением 2,8% (рис. 5,

б). Упрочнение при наплавке по режиму №3 было достигнуто за счет формирования механической смеси в медном слое путем подплавления ниобиевой подложки. Также позитивное влияние на прочность оказало интенсивное перемешивание, подавляющее формирование вытянутых неметаллических прослоек.

Результаты испытаний образцов №1 и №2 оказались нестабильны. На режиме №1 временное сопротивление составило 244 МПа и 123 МПа, при относительном удлинении 4% и 0,76% соответственно (рис. 5, в, г). Разрушение в обоих случаях происходило по медному слою. Очевидно, пониженная прочность была обусловлена формированием дефектов сплошности, характерных для режима №1. Они выступали в качестве концентраторов напряжений и являлись местом зарождения трещин, что обусловило разрушение при сниженной нагрузке. В образцах, наплавленных по режиму №2, временное сопротивление образцов составило 257 МПа и 174 МПа, при относительном удлинении в 2,9% и 2,2%. Разрушение в обоих случаях произошло по области межзеренного проникновения меди в ниобий, приблизительно на уровне 2-3 слоя и характеризовалось как хрупкое (рис. 5, д, е). Причиной разрушения стали интерметаллиды системы Ti-Cu по границам зерен ниобия. Зафиксированное относительное удлинение объясняется пластической деформацией меди. При этом достигнутые значения прочности и разрушения, формирующиеся в центральной части медного слоя, свидетельствуют о том, что запас прочности и пластичности медного слоя практически полностью исчерпан. Можно предположить, что временное сопротивление области межзеренного проникновения и медного слоя находится на сопоставимом уровне.

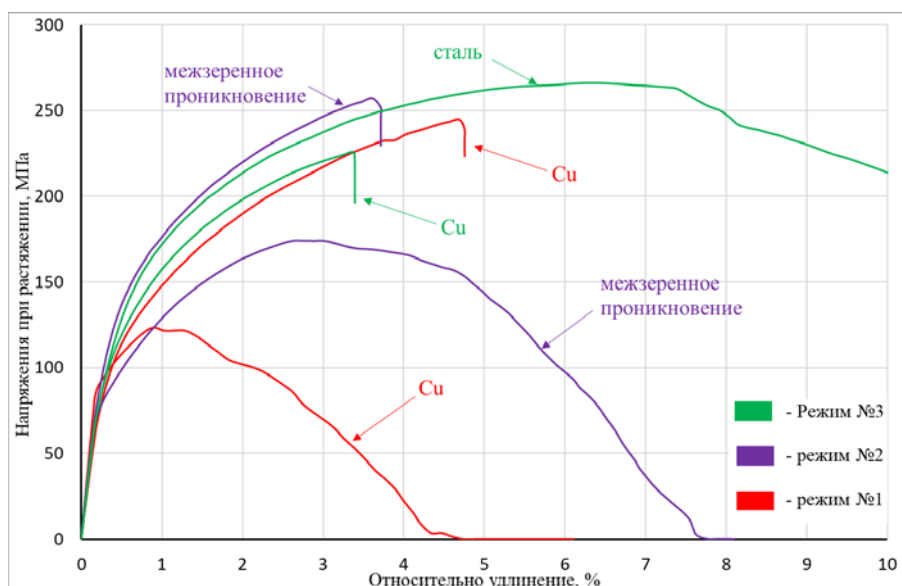
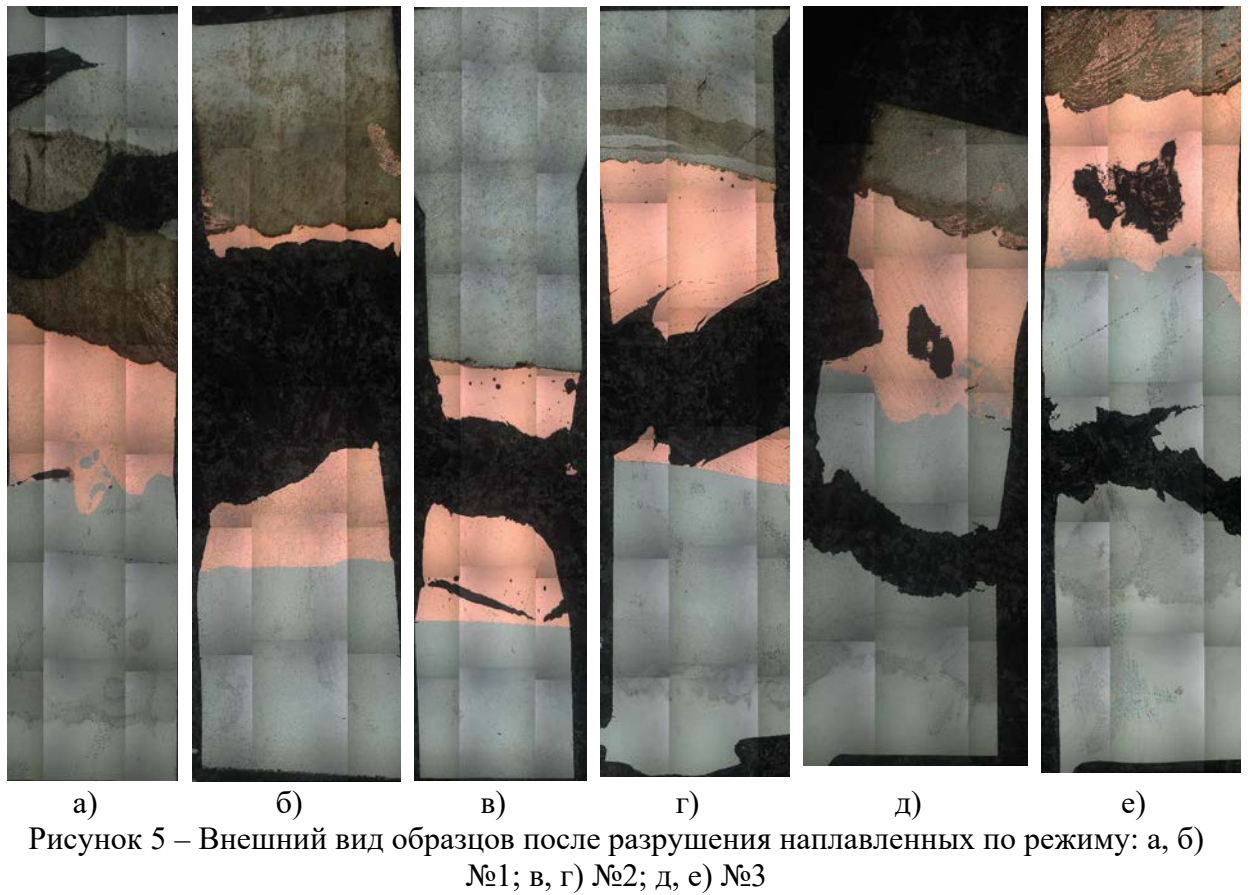


Рисунок 4 – Диаграммы растяжения



На рисунке 6 приведены сравнительные результаты статических испытаний комбинированных конструкций титан-сталь, полученных методом сварки [20-25] или аддитивного формообразования [5-7] через промежуточные прослойки.

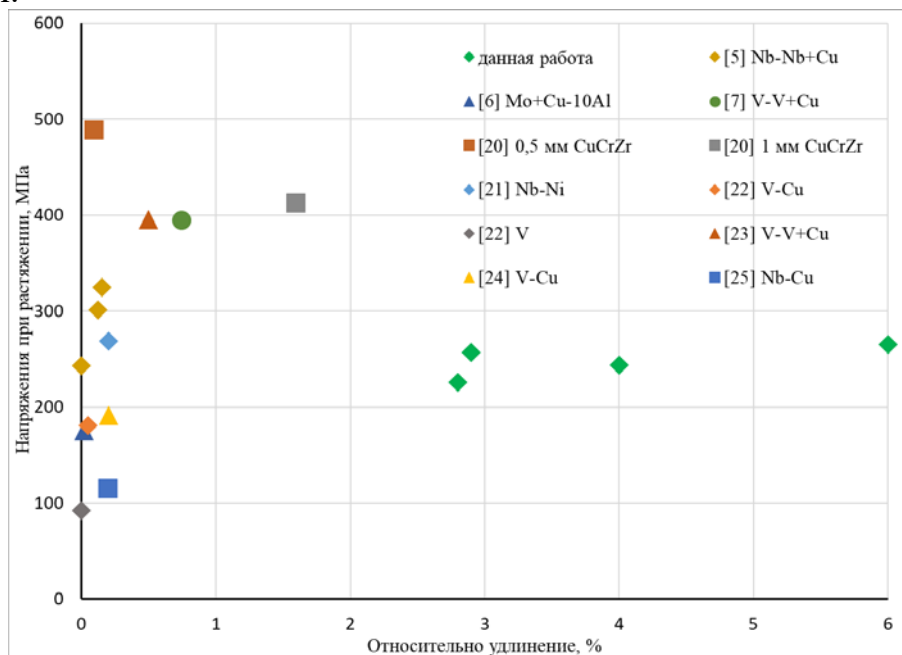


Рисунок 6 – Сравнение предела прочности и пластичности комбинированных конструкций титан-сталь

Видно, у полученной в данной работе конструкции имеется наибольший запас по пластичности. Прочностные свойства соответствуют среднему уровню. При сравнении с работами, где использовались монометаллические слои, временное сопротивление оказывается на сопоставимом уровне либо выше. Большее временное сопротивление характерно при применении двойных или тройных систем промежуточных слоев. При этом, вследствие образования хрупких интерметаллидов разрушение в подобных конструкциях характеризуется как хрупкое и в некоторых случаях как хрупковязкое.

В таблице 2 представлены результаты испытаний на ударную вязкость.

Таблица 2

Результаты испытаний на ударную вязкость

Режим №	KCU, Дж/см ²	Место разрушения	A _{общ} , Дж	A _{зарожд} , Дж	A _{распрстр} , Дж	%A _{зарожд}	%A _{распр}
Cu-Fe							
1	16,84	Cu	6,74	1,82	4,92	27,02	72,98
1	12,17	Cu	4,87	1,67	3,20	34,31	65,69
1	9,78	Cu	3,91	1,09	2,82	27,91	72,09
2	45,18	Cu + надрыв по Nb-Cu	18,08	7,49	10,59	41,41	58,59
3	11,15	Cu-Fe	4,46	1,65	2,81	37,01	62,99
3	18,94	Fe	7,58	2,51	5,07	33,15	66,85
Cu-Nb							
1	11,42	Cu + Nb-Cu	4,65	1,75	2,90	37,58	62,42
1	7,65	Cu	2,86	0,75	2,11	26,25	73,75
1	9,66	Nb-Cu	3,60	1,48	2,12	41,15	58,85
2	39,65	межзеренное проникновение+ Nb-Cu	14,99	2,16	12,83	14,42	85,58
2	43,98	межзеренное проникновение	16,65	9,46	7,18	56,85	43,15
3	66,86	Nb-Cu	25,25	11,16	14,08	44,22	55,78
Ti-Nb							
1	52,23	Nb-Cu	19,24	10,26	8,98	53,32	46,68
1	8,27	Nb-Cu	2,92	0,94	1,98	32,19	67,81
2	28,78	межзеренное проникновение	10,85	7,42	3,42	68,44	31,56
3	48,34	Nb-Cu + межзеренное проникновение	19,28	8,65	10,63	44,86	55,14
3	11,76	Cu-Fe	4,74	2,14	2,60	45,15	34,20

Видно, что увеличение тепловложения и формирование механической смеси на режиме №3 позитивно сказалось на ударной вязкости на линии сплавления Nb-Cu. Рост ударной вязкости составил 23 Дж/см². При этом, несмотря на наличие проникновения, разрушение произошло по линии сплавления, в отличие от образцов, полученных на режиме №2. На линии сплавления Cu-Fe средняя ударная вязкость была выше в сравнении с режимом №1. Область разрушения с меди сместилась на сталь и линию сплавления

стали с медью, что связано с упрочнением медного слоя за счет формирования механической смеси с ниобием. При испытаниях по линии сплавления Ti-Nb разрушение линии сплавления не наблюдалось. Максимальное значение ударной вязкости, полученное на наплавленных по режиму №3 образцах, было сопоставимо с результатом предыдущих испытаний.

Результаты испытаний на трещиностойкость приведены в таблице 3. Видно, что при увеличении тепловложения происходит рост коэффициента интенсивности напряжений K_Q . Расчетная нагрузка также возрастает. Потенциально опасным во всех случаях является медь. По-видимому, увеличение трещиностойкости также является следствием формирования структуры с включениями ниобия в меди и «разбиванием» цепочек неметаллических включений, так как позитивно влияет на прочность межфазной границы. Создание структуры со включениями ниобия в меди, как установлено, повышает не только прочность и ударную вязкость, но и трещиностойкость. На линии сплавления титан-ниобия, наблюдаемое увеличение K_Q можно связать с действием термического цикла. При наплавке последующих слоев происходит частичный распад метастабильных фаз на линии сплавления титан-ниобий. При этом увеличение тепловложения приводит к увеличению положительности пребывания линии сплавления Ti-Nb при повышенной температуре.

Таблица 3

Результатов испытаний на трещиностойкость

Номер образца	Разрушение	Расчётная нагрузка на образец P_Q , Н	Расчётная величина коэффициента интенсивности напряжений K_Q , МПа $\sqrt{м}$
Ti-Nb			
1	Nb	850	15,91
2	Ti-Nb	770	22,94
3	Ti-Nb	1050	29,30
Nb-Cu			
1	Cu	620	11,28
1	Cu+Nb-Cu	620	9,99
1	Cu	890	17,80
2	Nb+Cu	900	15,47
2	Nb+Cu	800	15,58
3	Cu	1000	17,06
Cu-Fe			
1	Cu	590	16,77
2	Cu	1040	18,78
3	Cu-Fe+Cu	1070	20,88

Заключение

Временное сопротивление при наплавке с минимальным тепловложением может достигать 239 МПа при условии отсутствия дефектов сплошности. Однако недостаточное тепловложение провоцирует формирование дефектов сплошности типа пор и несплавлений. В случае их образования временное сопротивление снижается до 118-174 МПа. Ударная

вязкость и трещиностойкость при минимальном тепловложении оказывается минимальной.

Увеличение тепловложения и формирование медного слоя со множественными ниобиевыми включениями позитивно сказывается на свойствах. При аддитивном формообразовании разнородной конструкции титан-сталь через промежуточные прослойки ниобия и меди удается добиться временного сопротивления до 265 МПа при относительном равномерном удлинении 2-6% и ударной вязкости до 50 Дж/см². Трещиностойкость при увеличении тепловложения также возрастает. При наплавке на режиме с минимально допустимым тепловложением он составляла в среднем 19,4, 13, 16,77 МПа√м при испытании по линии сплавления Ti-Nb, Nb-Cu и Cu-Fe соответственно. При переходе на наплавку по оптимальному режиму с большим тепловложением K_Q составляет 29,3, 17,06 и 20,88 соответственно.

Увеличение свойств при повышении тепловложения достигается за счет формирования ниобиевых включений в медном слое. Также позитивное влияние оказывает «разбивание» прослоек неметаллических включений на межфазной границе ниобий-медь, образование которых связано с высокой абсорбционной способностью ниобия.

*Работа выполнена в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания № FSWF-2023-0016 (Соглашение №075-03-2023-383 от 18.01.2023 г.).

Литература

1. Zhao H. The Microstructure and Property of a Titanium-Carbon Steel Clad Plate Prepared Using Explosive Welding // *Metals: Corrosion and Protection of Metallic Materials*. – 2022. – № 5. – 10 с.
2. Cui Y., Liu D., Zhang Y. и др. The Microstructure and Mechanical Properties of TA1–Low Alloy Steel Composite Plate Manufactured by Explosive Welding // *Metals*. – 2020. – Т. 10. – С. 663.
3. Wei Z. et al. Effect of bell annealing on the interface microstructure and mechanical properties of titanium/steel composite plates prepared by hot rolling // *Materials Science and Engineering: A*. – 2025. – Т. 919. – С. 147485.
4. Lavrishchev A., Prokopen S., Tynchenko V. и др. Investigation of the Solid-Phase Joint of VT-14 Titanium Alloy with 12KH18N10T Stainless Steel Obtained by Diffusion Welding through Intermediate Layers // *Metals*. – 2021. – Т. 11. – Ст. 1325.
5. Mendagaliev R. V. и др. Direct energy deposition of functionally graded layers for the Ti–Fe compound // *Vacuum*. – 2024. – Т. 219. – С. 112750.
6. Gushchina M. O., Klimova-Korsmik O. G., Turichin G. A. Direct laser deposition of Cu–Mo functionally graded layers for dissimilar joining titanium alloys and steels // *Materials Letters*. – 2022. – Т. 307. – С. 131042.
7. Hu L. и др. Dissimilar joining of Ti–6Al–4V to 316L stainless steel by a novel joining process based on arc additive manufacturing and combined twin-wire arc welding // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2024. – Т. 33. – С. 1860–1871.
8. Gao X. и др. Effect of Ta/Ni dual-interlayer on the microstructure and properties of high strength titanium alloy and steel composite plate // *Vacuum*. – 2024. – Т. 230. – С. 113569.
9. Zhao B. и др. Periodic interfacial modulation via Ni–Cr heterogeneous interlayer enabling ductility recovery in titanium and steel joints // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2025. – С. 118987.
10. Zhao B. и др. Role of Cr addition in Ni-based interlayer on strengthening titanium and steel dissimilar bimetallic structures enabled by directed energy deposition with laser beam // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2025. – Т. 209. – С. 27–42.
11. Mou G. и др. Fabrication of TA2–304 SS laminated metal composite using directed energy deposition-arc: Microstructure, mechanical property, and corrosion resistance // *Materials Characterization*. – 2024. – Т. 207. – С. 113529.
12. Mou G. и др. Dual-interfacial alloying mechanism in Ti-steel laminated metal composite fabricated by wire-arc directed energy deposition using a Cu–Ni interlayer // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2025. – Т. 1010. – С. 177396.
13. Cui D., Aggarwal A., Leparoux M. Laser metal deposition of titanium on stainless steel with high powder flowrate for high interfacial strength // *International Journal of Material Forming*. – 2024. – Т. 17. – № 2. – С. 18.

14. Wang Y. и др. Laser directed energy deposition of Ti6Al4V/M50 steel bimetals: comparative study of Nb/Cu and Nb/Cu/Ni interlayers // *Materials & Design*. – 2025. – С. 114383.
15. Terentyev E. V. и др. Obtaining of combined titanium-steel structures by electron beam freeform fabrication using niobium and copper interlayers // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2024. – Т. 132. – № 7. – С. 3519–3533.
16. Терентьев Е. В., Козырев Х. М., Бородавкина К. Т. и др. Особенности электронно-лучевой наплавки меди на промежуточный ниобиевый слой в комбинированных конструкциях титан–сталь // *Сварочное производство*. – 2025. – № 3. – С. 31–41.
17. Слива А. П., Шишкин Д. В., Терентьев Е. В., Драгунов В. К. и др. Технологические особенности ЭЛАФ конструкций из разнородных материалов на примере наплавки ниобия на титан // *Сварочное производство*. – 2025. – № 4.
18. Терентьев Е. В., Бородавкина К. Т., Козырев Х. М. и др. Получение комбинированной конструкции сталь–титан методом электронно-лучевого аддитивного формообразования с использованием промежуточных слоев из меди и ниобия // *Пятая международная конференция «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии» : материалы конференции, 13–16 ноября 2023 г.* – М. : МЭИ, 2023. – С. 192–204.
19. Разинкин А. С. Оксидные наноструктуры на поверхности ниобия (110): РФЭС-, РФД- и СТМ-исследование : дис. – Екатеринбург, 2009.
20. Shi Z. и др. Achieving High Strength of Dissimilar TC4/304 Stainless Steel Joints by Laser Welding Using a Novel V/CuCrZr/CoCrNi Composite Layer // *Steel Research International*. – 2025. – С. 2500105.
21. Zhang Y. и др. Three-pass laser welding of Ti alloy-stainless steel using Nb and Ni interlayers // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – Т. 9. – № 2. – С. 1780–1784.
22. Bi Y. B. и др. Single-pass laser welding of TC4 Ti alloy to 304 SS with V interlayer and V/Cu bilayer // *Materials Letters*. – 2021. – Т. 285. – С. 129072.
23. Wang T. и др. High strength electron beam welded titanium–stainless steel joint with V/Cu based composite filler metals // *Vacuum*. – 2013. – Т. 94. – С. 41–47.
24. Li X. и др. Fabrication of highly dissimilar TC4/steel joint with V/Cu composite transition layer by laser melting deposition // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Т. 862. – С. 158319.
25. Fang Y. и др. Pulsed laser welding of Ti–6Al–4V titanium alloy to AISI 316L stainless steel using Cu/Nb bilayer // *Materials Letters*. – 2019. – Т. 244. – С. 163–166.

Влияние развертки электронного луча на макро- и микроструктуру образцов из сплава на основе кобальта, полученных аддитивной технологией¹

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Чумаевский А.В.,
Колубаев Е.А.

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

Аннотация. В работе рассматривается изготовление образцов из сплава Stellite 6 методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) с использованием различных параметров развертки электронного луча. Исследованы три типа геометрии развертки: эллипс, восьмёрка поперёк формирующегося слоя и спираль из центра. Для эллиптической развертки применялись три различные частоты сканирования: 100, 200 и 500 Гц. Показано, что параметры развертки существенно влияют на конечную геометрию образцов, изготовленных методом ЭЛАП. Изменение геометрии развертки также способствует подавлению роста размеров дендритных осей по мере увеличения высоты полученных образцов. Показано, что изменение параметров развертки не влияет на структуру и фазовый состав, следовательно, и на механические свойства изготовленных образцов.

Ключевые слова: аддитивное производство, жаропрочные сплавы, микроструктура, электронно-лучевые технологии.

Abstract. The study examines the fabrication of Stellite 6 alloy samples using wire-feed electron beam additive manufacturing (EBAM) with various electron beam sweep parameters. Three types of sweep geometries were investigated: ellipse, figure-eight across the forming layer, and spiral from the center. For the elliptical sweep, three different scanning frequencies were used: 100, 200, and 500 Hz. It was shown that the sweep parameters significantly affect the final geometry of the samples produced by EBAM. Changes in the scanning geometry also help suppress the growth of dendrite arms as the height of the produced samples increases. It was demonstrated that altering the sweep parameters does not affect the microstructure and phase composition, and consequently, does not impact the mechanical properties of the fabricated samples.

Keywords: additive manufacturing, superalloys, microstructure, electron beam technologies.

Введение

Жаропрочные сплавы на основе кобальта используются в качестве покрытий и при изготовлении деталей, работающих в условиях трения и коррозионных сред [1–6]. Литейные и деформируемые суперсплавы на

¹ Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-22-00281, <https://rscf.ru/en/project/24-22-00281/>

основе кобальта применяются для производства лопаток и токарных инструментов, износостойких покрытий, зубных протезов, турбокомпрессоров и газовых турбин [1-6]. Сплавы системы Co-Cr-W-C применяются для изготовления инструмента для сварки трением с перемешиванием, применяемого для сварки сплавов на основе меди, а также в качестве покрытий для стальных тормозных дисков поездов [7, 8]. Кобальтовые сплавы отличаются высокими температурами плавления (по сравнению со сплавами на основе железа и никеля) и, как следствие, более пологими кривыми длительной прочности [9]. Это позволяет им сохранять работоспособность при более высоких температурах, чем сплавы на основе никеля и железа. По сравнению с никелевыми суперсплавами, сплавы на основе кобальта обладают превосходной стойкостью к термической усталости и лучше поддаются сварке. Нанесение покрытий и изготовление деталей из кобальтовых сплавов возможно не только традиционными технологиями, но и методами аддитивного производства.

В последнее время аддитивные технологии стали перспективной альтернативой традиционным технологиям литья иковки. Они позволяют повысить производительность за счет сокращения количества отходов и ускорения производственного процесса. В связи с этим многочисленные современные работы посвящены изучению возможностей применения аддитивных технологий в производстве изделий из суперсплавов, с особым акцентом на сплавы на основе кобальта [10-12].

Перспективным подходом является аддитивная технология с использованием электронного луча и подачей проволоки. К преимуществам данного метода относятся высокая производительность, вакуумная среда (исключение внешних загрязнений) и возможность точного управления тепло- и массопереносом путем регулирования развёртки луча. Следует также отметить, что данная технология более подходит для изготовления крупногабаритных изделий. В связи с этим существует промышленный интерес к производству деталей из жаропрочных сплавов на основе кобальта методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии.

В связи с этим в настоящей работе рассматриваются особенности формирования структуры и механических свойств жаропрочного сплава на основе кобальта системы Co-Cr-W-C после проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. Также рассматривается влияния параметров развёртки электронного луча на структуру и свойства жаропрочного сплава на основе кобальта.

Материалы и методы

В качестве исходного материала использовались прутки суперсплава на основе кобальта Stellite 6. Химический состав материала представлен в таблице 1. прочностью.

Таблица 1. Марочный химический состав сплава Stellite 6, вес. %

C	Co	Cr	Fe	Ni	W	Mn	Si
1.2	Основа	28.0	< 3.0	< 3.0	4.5	1.0	1.1

Исходный материал загружался в систему подачи лабораторной проволочной электронно-лучевой аддитивной установки, разработанной в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН [13]. Далее прутки подавались в фокус электронного луча, где происходило их плавление и формирование ванны расплава. После этого рабочий стол начинал движение, формируя первый слой образца аддитивного изделия. После формирования первого слоя процесс останавливался, рабочий стол опускался в заданное положение и формировался следующий слой. Таким образом, послойно формировался образец в виде тонкой стенки. Формирование образцов происходило на подложке из нержавеющей стали марки 08X18H9. Для определения технологических параметров изготовления образцов заданной геометрической формы, свободных от макроскопических дефектов, были проведены пробные печати на основе параметров, установленных при производстве изделий из жаропрочных никелевых сплавов [14]. После серии предварительных аддитивных выращиваний были получены наиболее оптимальные значения технологических параметров (Таблица 2).

Таблица 2. Технологические параметры получения образцов из сплава Stellite 6 проволочной электронно-лучевой аддитивной технологией

U, кВ	I, мА	v, мм/мин	Q, кДж/мм
30	42-24	100	0.76-0.43

Полученный образец содержал 50 аддитивно нанесенных слоев, с финальным размером около 60 × 50 мм. Как было установлено ранее [13, 14], необходимо уменьшать величину погонной энергии с увеличением высоты образца. В данном случае это достигается уменьшением тока электронного луча, поскольку эффективность теплоотвода за счет теплопроводности уменьшается по мере удаления от подложки. При увеличении высоты аддитивно формируемого образца происходит накопление тепла. Значения тока луча и погонной энергии на первом и последнем слоях представлены в таблице 2. Видно, что ток луча уменьшается экспоненциально. Для оценки влияния развертки электронного луча на структуру и свойства сплава Stellite 6 использовался режим из таблицы 1. Изменяемые параметры развертки приведены в таблице 2 и на рисунке 1.

Таблица 2. Изменяемые параметры развертки электронного луча, применяемые при получении образца из сплава.

Образец	Геометрия луча	Частота, Гц
1	Эллипс	100
2	Спираль от центра	100
3	«Восьмерка» поперек слоя	100
4	Эллипс	200
5	Эллипс	500

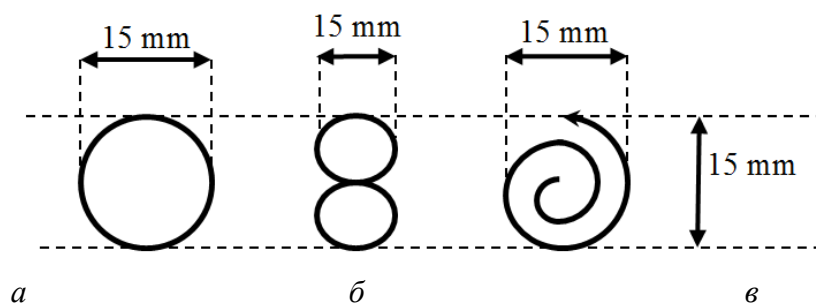


Рисунок 1 – Различия геометрии развертки электронного луча, используемые при получении образцов из сплава Stellite 6. а – эллипс, б – «восьмерка», в – спираль из центра.

Результаты и обсуждения

Изготовленные тонкостенные образцы имели следующие макроскопические особенности. Образец 3 («восьмёрка», 100 Гц) и образец 5 (эллипс, 500 Гц) имеют наименьшее отклонение от заданной геометрии. Образец 4 (эллипс, 200 Гц) имеет меньше отклонений от заданной геометрии, так как не содержит растеканий и завалов. Образцы 1 (эллипс, 100 Гц) и 2 (спираль из центра, 100 Гц) неудовлетворительны, так как содержат значительные отклонения (завалы) от заданной геометрии в конце каждого наплавленного слоя и более склонны к чрезмерному растеканию кристаллизующегося материала. Следует отметить, что макроскопические дефекты (поры, трещины, непровары) не обнаружены ни в одном случае.

Микроструктура сплава Stellite 6 после электронно-лучевой аддитивной технологии с подачей проволоки состоит из направленно растущих дендритных осей с четко выраженными границами между слоями и ваннами расплава (рис. 2а, б). Хотя эта структура наблюдается по всему объему образца, некоторые области существенно отличаются. В первых 2–3 слоях перемешивание материала подложки (нержавеющей стали) приводит к существенному изменению химического состава. Поэтому эту область нельзя считать готовым образцом Stellite 6. На рис. 2б показано резкое изменение размера дендритов вблизи подложки, на границе нанесенных слоев. Кроме того, последний нанесенный слой не подвергался повторному плавлению, поэтому размеры дендритных осей и направление роста также отличаются от остального объема образца (рис. 2в, г). Таким образом, области вблизи подложки и последний слой не учитываются при оценке структурных и механических свойств.

Для оценки размера структурных элементов используется расстояние между осями дендритов второго порядка (λ_2). На рисунке 2г представлены оси дендритов первого и второго порядков. В таблице 3 представлены данные о размерах дендритов для пяти изготовленных образцов. В последнем столбце показан угол наклона линейной аппроксимации, полученной из зависимости λ_2 от высоты образца. Меньшие значения угла наклона указывают на меньшее изменение размера дендритов по высоте изготовленных образцов. Видно, что параметры развертки электронного пучка не оказывают существенного влияния на размер осей дендритов.

Однако размер осей дендритов заметно изменяется с высотой образца. Например, образцы 2 (спираль, 100 Гц) и 3 («восьмерка», 100 Гц) демонстрируют наиболее значительное увеличение размера дендритов. Можно утверждать, что в случае эллиптической развёртки увеличение частоты сканирования электронного луча подавляет рост размера дендритов. Сравнение частоты сканирования электронного луча с размером дендрита показывает следующее: 100 Гц - 53,7°, 200 Гц - 41,3°, 500 Гц - 11,3°. Изменения фазового состава не наблюдались при изменении параметров развёртки электронного луча.

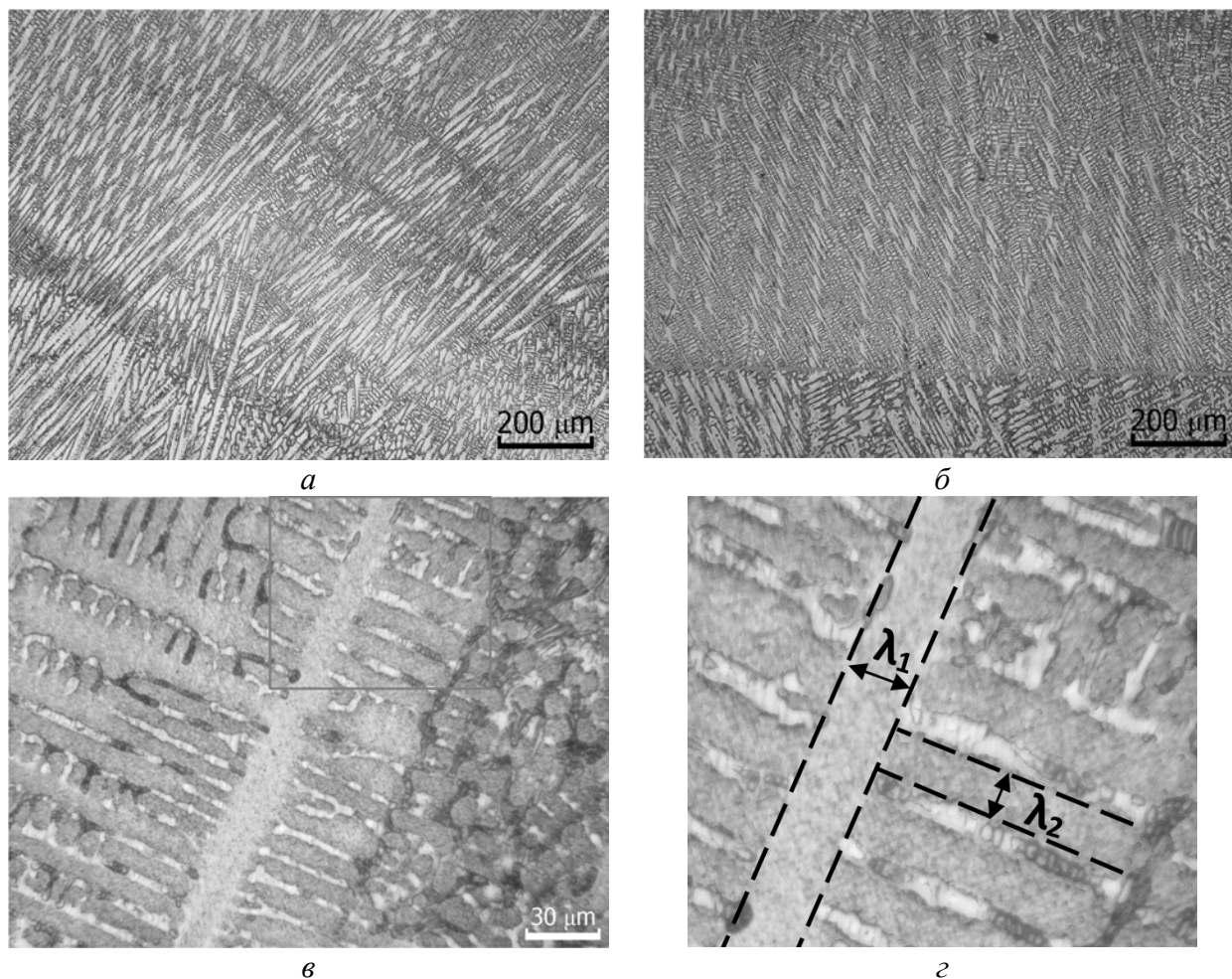


Рисунок 2 – Микроструктурные особенности образцов сплава Stellite 6 после проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. а) - границы ванны расплава в образце № 3 вблизи подложки. б) - граница слоев в образце № 4. в) - последний слой образца № 2. г) - увеличенная область, отмеченная на (в).

Таблица 3. Расстояния между осями дендритов второго порядка в сплаве Stellite 6

Образец	λ_2 , мкм	Изменения размеров дендритов, град.
1	8.1 to 11.8	53.7
2	5.9 to 9.9	63.2
3	5.6 to 8.9	67.6
4	6.5 to 10.1	41.3
5	6.6 to 7.1	11.3

В таблице 4 представлены механические свойства образцов из сплава Stellite 6, полученных методом электронно-лучевой аддитивной технологии с подачей проволоки. Вид и частота развёртки электронного луча не влияют на фазовый состав и, следовательно, на механические свойства полученных образцов. Во всех случаях предел прочности при растяжении составляет от 923 до 1040 МПа, предел текучести – от 850 до 945 МПа, а относительное удлинение – от 4,3 до 10,2%. Различие в относительном удлинении, по всей вероятности, объясняется ростом первичных осей дендритов под разными углами. Чем больше осей дендритов ориентированы поперечно оси растяжения, тем выше относительное удлинение.

Таблица 4. Механические свойства сплава Stellite 6

Образец	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
1	1009	850	7,9
2	1053	926	7,4
3	923	909	4,3
4	997	940	6,1
5	1040	947	10,2

Выводы

Исследование влияния параметров развертки электронного пучка на свойства образцов из сплава Stellite 6, изготовленных методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства, показало следующее. Изменение параметров развертки при оптимальных параметрах процесса (ускоряющее напряжение, ток электронного пучка и скорость перемещения рабочего стола) не приводило к образованию макроскопических дефектов. Однако существенно влияло на сохранение геометрии или ее отклонение от заданной формы образцов. Геометрия развертки луча в виде эллипса и спирали с частотой 100 Гц приводили к завалам каждого слоя в конце из-за чрезмерного растекания расплавленного материала. Геометрия развертки луча в виде «восьмерки» с частотой 100 Гц и эллипса с частотой 500 Гц позволяли получать образцы с геометрией, наиболее близкой к заданной. Заметного влияния параметров развертки на размер структурных элементов не наблюдалось, однако увеличение частоты сканирования от 100 до 500 Гц для эллипсоидной геометрии развертки существенно снижало тенденцию к укрупнению дендритов по мере увеличения высоты образца. Влияние параметров развертки на фазовый состав и механические свойства не наблюдалось. На основании полученных результатов можно сделать вывод, что варьирование параметров развертки является безопасным (с точки зрения свойств конечного продукта) методом улучшения процесса достижения требуемой геометрии изготавливаемых деталей.

Список используемой литературы

1. Yu Q. Comparative investigation on the microstructure and corrosion properties of surfacing cobalt alloys by various methods / Yu Q., Zhang W., Shang J., Liu B., Pei Y., Li S. // *Surf. Coat. Technol.* – 2024. – Vol. 494, Part 1. – P. 131386.
2. Li L. Microstructure and mechanical properties of Stellite 6 alloy coating metallurgically bonded to 304 stainless steel by DED-LB technology / Li L., Liu C., Ma Z., et al. // *J. Mater. Sci.* – 2024. – Vol. 59. – P. 20012–20027.
3. Tiwari V. / Enhanced mechanical properties and microstructure of TiC reinforced Stellite 6 metal matrix composites (MMCs) via laser cladding additive manufacturing / Tiwari V., Mandal V., Sarkar M., et al. // *J. Alloys Compd.* – 2025. – Vol. 1010. – P. 178001.
4. Li Z. Characterization of microstructure and mechanical properties of Stellite 6 part fabricated by wire arc additive manufacturing / Li Z., Cui Y., Wang J., et al. // *Metals.* – 2019. – Vol. 9. – P. 474.
5. Marandi S. Investigation of microstructure and wear properties of Stellite 6 laser additive manufactured layers on martensitic stainless steel substrate / Marandi S., Beidokhti B., Sharifi M., et al. // *JOM.* – 2023. – Vol. 75. – P. 4108–4114.
6. Xiong J. Microstructure evolution and failure behavior of Stellite 6 coating on steel after long-time service / Xiong J., Nie F., Zhao H., et al. // *Coatings.* – 2019. – Vol. 9. – P. 532.
7. Sadhu A. Performance of additive manufactured Stellite 6 tools in friction stir processing of CuCrZr sheet / Sadhu A., Karmakar D.P., Mypati O., et al. // *Opt. Laser Technol.* – 2020. – Vol. 128. – P. 106241.
8. Wu Y. Developing the ductility and thermal fatigue cracking property of laser-deposited Stellite 6 coatings by adding titanium and nickel / Wu Y., Liu Y., Chen H., et al. // *Mater. Des.* – 2019. – Vol. 162. – P. 271–284.
9. Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. *Superalloys II.* – New York, NY: John Wiley & Sons, 1987. – 615 p.
10. Huang Y.C. Microstructure, tribological property and high temperature tensile property of Co-Cr-Ni-W alloy parts fabricated by laser directed energy deposition / Huang Y.C., Wu H., Xu T.Z., et al. // *Surf. Coat. Tech.* – 2024. – Vol. 483. – P. 130807.
11. Dilawary S.A. Influence of laser surface melting on the characteristics of Stellite 12 plasma transferred arc hardfacing deposit / Dilawary S.A., Motallebzadeh A., Paksoy A.H., et al. // *Surf. Coat. Tech.* – 2017. – Vol. 317. – P. 110–116.
12. Durejko T. Characterization of Cobalt-Based Stellite 6 Alloy Coating Fabricated by Laser-Engineered Net Shaping (LENS) / Durejko T., Łazińska M. // *Materials.* – 2021. – Vol. 14. – P. 7442.
13. Kolubaev E.A. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing / Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. // *Phys. Mesomech.* – 2022. – Vol. 25, Issue 6.
14. Gurianov D.A. Characterization of Microsegregation and Secondary Phase Precipitation in Nickel-Based Superalloy after Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing / Gurianov D.A., Fortuna S.V., Nikonov S.Y., et al // *Russ. Phys. J.* – 2022. – Vol. 65, Issue 7.

Влияние условий теплоотвода на кристаллизующую структуру жаропрочного никелевого сплава в процессе проволочного электронно-лучевого аддитивного производства¹

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Чумаевский А.В.,
Колубаев Е.А.

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

Аннотация. В работе получены образцы жаропрочного никелевого сплава второго поколения методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) с использованием различных технологических режимов и условий отвода тепла. Показано, что макроструктура с чередованием зон термического влияния (слоёв) и зон плавления (границ слоёв) периодически изменяется в зависимости от частоты нанесения слоёв. Установлено, что повышение скорости аддитивного выращивания приводит к увеличению частоты периодического термического воздействия и уменьшению средней толщины слоёв. Границы слоёв не имеют существенных различий по структуре и фазовому составу, влияющих на механические свойства полученных образцов.

Ключевые слова: аддитивное производство, жаропрочные сплавы, микроструктура, электронно-лучевые технологии.

Abstract. In the work, samples of the second-generation heat-resistant nickel-based superalloy are fabricated by wire-feed electron beam additive manufacturing (EBAM) using various process and heat removal conditions. It is shown that the macrostructure with alternating heat-affected zones (layers) and melting zones (layer boundaries), changes periodically, depending on the frequency the layer deposition. It is found that the higher deposition rate increases the frequency of periodic thermal effect and reduces the average layer thickness. The layer boundaries do not significantly differ in the structure and phase composition that can affect the mechanical properties of the fabricated samples.

Keywords: additive manufacturing, superalloys, microstructure, electron beam technologies.

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы второго поколения широко распространены в авиакосмической промышленности, благодаря возможности сохранять эксплуатационные характеристики при высоких температурах [1-5]. Зачастую изделия из данных материалов необходимо получать с направленной или монокристаллической структурой [6-7]. Для получения этой структуры необходимо применять технологические методы, реализующие высокие значения температурного градиента на границе

¹ Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2022-0004.

расплав/твердое тело. С этой точки зрения перспективным методом являются аддитивные технологии [8-16]. Аддитивные технологии позволяют не только сократить время производства и отходы дорогостоящих материалов, но и позволят значительно увеличить величину температурного градиента благодаря локальности процессов плавления и кристаллизации, за счет малого (в сравнении с размерами аддитивного изделия) размера ванны расплава.

Характерной особенностью технологий аддитивного производства - это периодическое термическое воздействие на материал аддитивного изделия в процессе его формирования. Периодичность данного процесса зависит от скорости аддитивного формирования и протяженности наносимых слоев. Иными словами, чем выше скорость и меньше длина слоя, тем чаще ранее сформированные слои будут подвергаться повторному термическому воздействию. Это приводит к тому, что макроструктура материалов, полученных аддитивными технологиями, представляет собой чередование зон плавления и зон термического воздействия. Очевидно, что в данном случае будут наблюдаться различия в макро- и микроструктуре материала. Кроме того, размеры данных зон могут варьироваться в зависимости от технологических режимов (мощность теплового источника, скорость аддитивного процесса и результирующая погонная энергия) и особенностей теплоотвода от зоны печати. Выше описанный аспект не достаточно широко раскрыт в современной литературе, особенно в случае формирования изделий из жаропрочных никелевых сплавов второго поколения, что и является целью данного исследования.

Материалы и методы

Для проведения исследований использовали прутки с сечением 3×3 мм жаропрочного никелевого сплава второго поколения (Ni - основа, Cr - 4.9%, Co - 9.0%, W - 8.5%, Al - 5.9%, Re - 4.0%, Ta - 4.0%, Nb - 1.6%, C - 0.15%, Mo - 1.0%). Получение объектов исследования в виде вертикальных стенок при помощи экспериментальной установки проволочного электронно-лучевого аддитивного производства с системой подачи прутков, разработанной в ISPMS SB RAS [5-7]. В качестве подложки применялся листовой прокат нержавеющей стали 08X18H9. С целью оценки влияния технологических параметров и особенностей условий теплоотвода на макроструктуру применялись различные режимы печати (Таблица 1). Погонная энергия определялась как $E=(U \times I)/v$, где U - ускоряющее напряжение (кВ), I - ток электронного луча (мА), v - скорость перемещения рабочего стола (мм/мин). Как видно из Таблицы 1, в каждом случае происходило снижения тока луча и, следовательно, погонной энергии. Это необходимо применять, V.к. на первых десяти слоях значительную роль в теплоотводе имеет теплопроводность подложки. По мере увеличения высоты формируемого образца, отвод тепла от ванны расплава снижается, для компенсации этого

проводят экспоненциальное снижение тока луча в течение формирования первых десяти слоев, и далее его значение не меняется [5].

Таблица 1.

Технологические режимы ЕВАМ, применяемые при получении экспериментальных образцов (во всех случаях ускоряющее напряжение составляло 30кВ)

№	Ток электронного луча, мА	Скорость перемещения рабочего стола, мм/мин	Погонная энергия, кДж/мм	Технологические особенности
I	24-12	20	2.16-1.08	Уменьшение теплоотвода от зоны печати, за счет теплоизоляции подложки
II	19-10	20	1.71-0.9	Снижение тепловложения за счет уменьшения тока луча
III	24-12	40	1.08-0.54	Снижение тепловложения за счет увеличения скорости печати
IV	21-11	20	1.89-0.99	Уменьшение теплоотвода от зоны печати, за счет подогрева подложки
V	24-11	20	2.16-0.99	Уменьшение радиационной составляющей теплоотвода от зоны печати, за счет размещения отражающего экрана вокруг формируемого образца

На рисунке 1 приведено изображение макроструктуры образца из жаропрочного никелевого сплава, полученного ЭЛАП. Как видно наблюдается чередование некоторых областей. А именно слоев, являющихся зонами термического влияния и границ слоев, являющихся зонами плавления. Измерения толщины аддитивно нанесенных слоев проводили в областях с однородной макроструктурой (Рис. 1), V.e. при подсчетах не учитывались первые десять слоев (V.k. при их нанесении происходит изменение погонной энергии) и не учитывался последний слой (V.k. он не подвергается повторному термическому воздействию). Отметим, что высота аддитивно сформированных образцов составляла около 45 мм. Сформированы они были в результате печати 30 слоёв.

Результаты и обсуждения

На рисунке 1 видно, что толщина слоев имеет бимодальное распределение (особенно хорошо это проявляется в случае образца III). Данное явление объясняется тем, что печать экспериментальных образцов проводилась прутками. Одного прутка хватало на формирование двух слоев, после чего производился сброс остатка израсходованного прутка и подача нового прутка в область печати, что приводило к увеличению интервала между окончанием нанесения одного слоя и началом нанесения следующего слоя. Таким образом, каждый второй слой имел больше времени на охлаждение, что и приводит к бимодальному распределению толщины слоев.

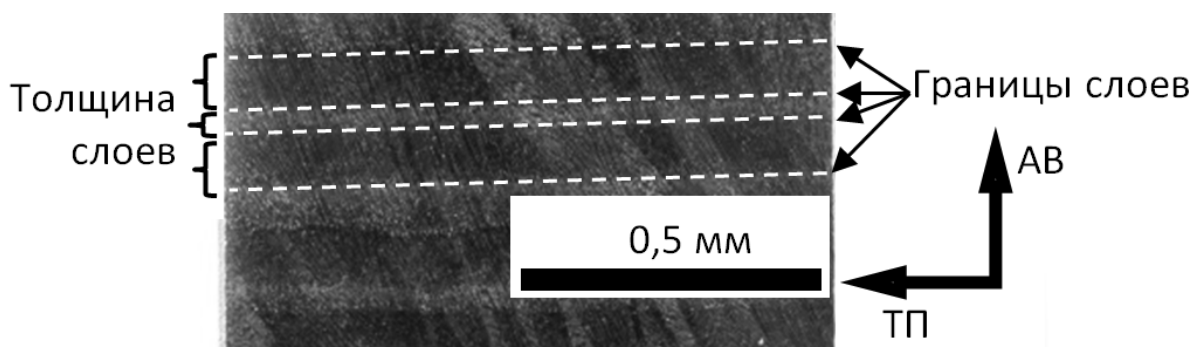


Рисунок 1 – Макроструктура образца из жаропрочного никелевого сплава, полученного ЭЛАП. АВ - направление аддитивного выращивания, ТП - траектория печати.

Для оценки частоты (или периодичности) с которой каждый слой подвергается повторному плавлению, измеряли толщину последнего слоя и сравнивали со средним значением слоев, лежащих в объеме полученных образцов (Таблица 2).

В случае уменьшения теплоотвода от зоны печати, за счет теплоизоляции подложки (образец I) происходит уменьшение толщины слоев, в отличие от всех остальных технологических приемов. Также в данном случае наблюдается наименьший разброс величины толщины слоев ($R^2=0.45$).

Снижение погонной энергии за счет увеличения скорости печати (образец III) приводит к наименьшим изменениям толщины слоев (определяемым по тангенсу угла наклона линейной аппроксимации) и увеличению числа повторных плавлений слоев из-за чего достигается их наименьший размер. Это объясняется тем, что из-за увеличения скорости печати, ранее напечатанные слои имеют меньше времени на охлаждение и легче подвергаются повторному плавлению. Исходя из данных Таблицы 2, можно сказать, что число повторных плавлений слоев напрямую влияет на их толщину. Увеличение числа повторных плавлений уменьшает толщину аддитивно наносимых слоев.

Как известно [6, 7] структурно-фазовый состав высоколегированного никелевого сплава после ЭЛАП процесса представлен дендритами, состоящими из γ (твердый раствор на основе никеля) и γ' (интерметаллидное соединение на основе Ni_3Al) фаз, а также междендритным пространством, содержащим карбиды на основе тугоплавких элементов и γ/γ' -эвтектику. Характерным отличием границы слоев является наличие более крупных карбидов и их агломераций, в то время как вне границы слоя, карбиды имеют меньший размер и морфологию типа “Chinese-script”. Также в границах слоев находится меньшее количество γ/γ' -эвтектики. Вероятно в процессе повторного плавления именно химические элементы расплавленной γ/γ' -эвтектики служат материалом для дальнейшего роста карбидов. Стоит отметить, что дендритная структура, содержащая γ - и γ' -фазы (основные фазы, определяющие эксплуатационные характеристики), не претерпевает изменений на границах слоев. Это происходит из-за того, что рост дендритов

реализуется по эпитаксиальному механизму, сопровождающимся наследованием размеров, морфологии и направления роста.

Химический состав карбидов в объеме слоев и на их границах отличаются не значительно. Можно отметить, что в карбидах, расположенных в границах слоев, наблюдается более высокое содержание тугоплавких элементов (Nb, Mo, Ta, W), V.к. в процессе кристаллизации данные элементы активнее диффундируют к поверхности ванны расплава из-за их более высокой температуры плавления (в сравнении с Ni, Al и Ti, образующими γ и γ' - фазы, из которых состоят дендриты).

Таблица 2.

Количественные характеристики толщин слоев образцов из жаропрочного никелевого сплава, полученных EBAM

№	Среднее значение толщины слоя, мм	Толщина последнего слоя (не подверженного повторному плавлению), мм	Число повторных плавлений слоев	Угол наклона линейной аппроксимации, °
I	0.07±0.02	0.38	5-6	-0.06
II	0.11±0.04	0.34	3-4	0.04
III	0.07±0.03	0.48	6-7	0.02
IV	0.08±0.03	0.34	4-5	0.01
V	0.08±0.03	0.37	4-5	0.03

Выводы

Проведенное исследование показывает, что макроструктура жаропрочного никелевого сплава второго поколения достаточно чувствительна к технологическим режимам ЭЛАП процесса и условиям теплоотвода. Показано, что в большинстве случаев происходит рост среднего размера толщины аддитивно нанесенных слоев, а периодичность термического воздействия напрямую зависит от условий теплоотвода. Применение пруткового исходного материала приводит к формированию бимодального распределения толщин слоев. Характер данного распределения зависит от длины применяемых прутков и длины аддитивно формируемых слоев. Важно, что наличие зон плавления не приводит к формированию нежелательных фаз и укрупнению хрупкой γ/γ' - эвтектики, а также не влияет на размеры и морфологию дендритных осей.

Наличие макроскопической неоднородности не оказывает видимого влияния на фазовый состав (и как следствие, на механические свойства) жаропрочного никелевого сплава второго поколения в состоянии “as-deposited”. Но данное явление необходимо учитывать при проведении исследований микроструктуры методами РЭМ и ПЭМ, V.к. непонимание, в какой макроструктурной зоне проводится исследование, даст ложное представление о микроструктуре и тонкой структуре материала. Что в последствие может привести к выбору неверного режима термической обработки и к не достижению необходимых эксплуатационных характеристик.

Список литературы

1. Almutahhar M. Fatigue behavior and prediction model assessment of laser powder-bed fusion additively manufactured Nickel-based alloys / M. Almutahhar, M. Yousif, A. Alhajeri, et al. // *Results in Engineering*. – 2025. – V. 26. – P. 105466.
2. Ferreira A.A. Mechanical and microstructural characterisation of bulk Inconel 625 produced by direct laser deposition / A.A. Ferreira, A.R. Reis, R.L. Amaral, J.M. Cruz, P.C. Romio, J.O. Seabra, M.F. Vieira // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2022. – V. 838. – P. 142777.
3. Li J. The Influence of Different Focusing Currents on the Microstructure Evolution and Wear Properties of a Scanning Electron Beam Modified Inconel 625 Nickel Base Alloy Surface / J. Li, J. Yao, G. Zhao, H. Li, Y. Li, J. Liu // *Crystals*. – 2023. – V. 13, № 2. – P. 325.
4. Shahwaz M. A critical review on the microstructure and mechanical properties correlation of additively manufactured nickel-based superalloys / M. Shahwaz, P. Nath, I. Sen // *J. Alloys Compd.* – 2022. – V. 907. – P. 164530.
5. Zafar F. A Review on Direct Laser Deposition of Inconel 625 and Inconel 625-Based Composites—Challenges and Prospects / F. Zafar, O. Emadinia, J. Conceição, M. Vieira, A. Reis // *Metals*. – 2023. – V. 13, № 4. – P. 787.
6. Paszkowski R. Multiscale Analysis of Defect Structures in Single-Crystalline CMSX-4 Superalloys / R. Paszkowski, S. Kołodziej, M. Pawlyta, et al. // *Materials*. – 2025. – V. 18, № 8. – P. 1819.
7. Guan W. On the control of epitaxial growth and stray grains during laser-directed energy deposited Ni-based single crystal superalloy / W. Guan, C. Chen, X. Pan, et al. // *Materials Characterization*. – 2024. – V. 212. – P. 113969.
8. Schmeiser F. In situ microstructure analysis of Inconel 625 during laser powder bed fusion / F. Schmeiser, E. Krohmer, C. Wagner, N. Schell, E. Uhlmann, W. Reimers // *J. Mater. Sci.* – 2022. – V. 57, № 14. – P. 9663–9677.
9. Wang F. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Inconel 625 Foils / F. Wang, H. Liu, J. Li, H. Wan, L. Yu, B. Liu // *J. Mater. Eng. Perform.* – 2023. – V. 32, № 8. – P. 6576–6587.
10. Poulin J.-R. Effect of hot isostatic pressing of laser powder bed fused Inconel 625 with purposely induced defects on the residual porosity and fatigue crack propagation behavior / J.-R. Poulin, A. Kreitchberg, V. Brailovski // *Addit. Manuf.* – 2021. – V. 47. – P. 102324.
11. Osipovich K. Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing: A Review / K. Osipovich, K. Kalashnikov, A. Chumaevskii, D. Gurianov, T. Kalashnikova, A. Vorontsov, A. Zykova, V. Utyaganova, A. Panfilov, A. Nikolaeva, et al. // *Metals*. – 2023. – V. 13, № 2. – P. 279.
12. Fernandez-Zelaia P. Nickel-based superalloy single crystals fabricated via electron beam melting / P. Fernandez-Zelaia, M.M. Kirka, A.M. Rossy, Y. Lee, S.N. Dryepont // *Acta Mater.* – 2021. – V. 216. – P. 117133.
13. Lee D. Correlation between microstructure and mechanical properties in additively manufactured Inconel 718 superalloys with low and high electron beam currents / D. Lee, S. Park, C.-H. Lee, H.-U. Hong, J. Oh, T.-Y. So, W.-S. Kim, D. Seo, J. Han, S.-H. Ko, et al. // *J. Mater. Res. Technol.* – 2024. – V. 28. – P. 2410–2419.
14. Karapuzha A.S. Effect of solution heat treatment and hot isostatic pressing on the microstructure and mechanical properties of Hastelloy X manufactured by electron beam powder bed fusion / A.S. Karapuzha, D. Fraser, Y. Zhu, X. Wu, A. Huang // *J. Mater. Res. Technol.* – 2022. – V. 98. – P. 99–117.
15. Fortuna S. On the Control of Elemental Composition, Macro-, and Microstructure of Directionally Solidified Additive Products from Nickel-Based Alloy / S. Fortuna, D. Gurianov, S. Nikonov, K. Osipovich, E. Kolubaev // *Metals*. – 2023. – V. 13, № 8. – P. 1457.
16. Astafurov S.V. Phase composition and microstructure of intermetallic alloys obtained using electron-beam additive manufacturing / S.V. Astafurov, E.V. Mel'nikov, E.G. Astafurova, E.A. Kolubaev // *Izvestiya. Ferr. Metall.* – 2024. – V. 67, № 4. – P. 401–408.
17. Bäreis J. Single crystal twisting in additive manufacturing / J. Bäreis, B. Wahlmann, C. Körner // *Progress in Additive Manufacturing*. – 2025. – V. 10. – P. 8795–8801.
18. Kolubaev E.A. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumaevsky, et al. // *Phys. Mesomech.* – 2022. – V. 25, № 4. – P. 479–491.
19. Gurianov D. Assessment of Structure and Properties Homogeneity after Repairing of a Nickel-Based Superalloy Product by the Electron Beam Additive Technology / D. Gurianov, S. Fortuna, S. Nikonov, T. Kalashnikova, A. Chumaevskii, V. Utyaganova, E. Kolubaev, V. Rubtsov // *Crystals*. – 2022. – V. 12, № 10. – P. 1400.
20. Gurianov D.A. Characterization of Microsegregation and Secondary Phase Precipitation in Nickel-Based Superalloy after Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing / D.A. Gurianov, S.V. Fortuna, S.Y. Nikonov, et al. // *Russ. Phys. J.* – 2022. – V. 65, № 11. – P. 1396–1403.

Исследование структуры сварного соединения сплава ВЖ172 полученного ЭЛС

Фозилов Т.Т.^{1,2,3}, Кудрявцев Е.А.¹, Исаханов Г.Р.¹, Яковлев М.Г.^{1,2}

¹ Филиал акционерного общества «Объединенная двигателестроительная корпорация» «Научно-исследовательский институт организации и производства двигателей», Москва, Россия

² Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технологический университет «СТАНКИН», Москва, Россия

³ Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет)», Москва, Россия

Аннотация. В данной работе проведено исследование влияния термической обработки на микроструктуру сварного соединения сплава ВЖ172-ИШ, полученного ЭЛС. Соединение имеет замковой тип геометрии, что также способствовало самовыставлению соосности деталей под сварку, обеспечивая точность. Исследование показало наличие и прирост γ' -фазы, а следственно, и физико-механических характеристик сварных конструктивно-подобных образцов. В статье представлены макро-, микроструктуры образцов, были произведены замеры микротвёрдости по шкале Виккерса в зоне основного материала, зоне термического влияния и основном материале. Полученная структура, относительно исходной характеризуется образованием интерметаллидных включений, ее упрочняющих, а также измельчением зерна. Также оценены размеры зерна и частиц образованных фаз. Сам режим термической обработки выполнялся в интервале температур сверхпластичности сплава, поскольку ВЖ127-ИШ является деформируемым.

Ключевые слова: Электронно-лучевая сварка, околошовная зона, микроструктура, остаточные напряжения, жаропрочный никелевый сплав (**стиль Аннотация**).

Abstract. This paper examines the effect of heat treatment on the microstructure of a welded joint of VZh172-ISh alloy produced by EBW. The joint has a locking geometry, which also facilitates self-alignment of the welded parts, ensuring accuracy. The study revealed the presence and growth of the γ' phase, and consequently, the physical and mechanical properties of welded specimens with similar structural properties. The article presents the macro- and microstructures of the specimens, and microhardness measurements were taken on the Vickers scale in the base material zone, heat-affected zone, and base material. The resulting structure, relative to the original, is characterized by the formation of intermetallic inclusions, which strengthen it, as well as grain refinement. The grain and particle sizes of the formed phases were also evaluated. The heat treatment itself was performed in the superplasticity temperature range of the alloy, since VZh127-ISh is deformable.

Keywords: Electron beam welding, near-seam zone, microstructure, residual stresses, heat-resistant nickel alloy.

Введение

На настоящее время в отечественном и зарубежном авиадвигателестроении большое внимание уделяется разработке жаропрочных сплавов на основе никеля и технологиям их обработки. Новые сплавы серии ВЖ, которые выпускает НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ обладают наивысшими физико-механическими характеристиками, которые могут конкурировать с серией Inconel. Отработка технологических процессов, таких, как газовая атомизация, горячее изостатическое прессование или комбинация процессов воспроизводства заготовок, например, вакуумно-индукционная выплавка с последующим вакуумно-дуговым переплавом (ИД-процесс) или, как в настоящей работе приведено, вакуумно-индукционная выплавка с электрошлаковым переплавом (ИШ-процесс) позволяет получать наиболее точную структуру с гарантированными свойствами. Ключевое значение имеют эксплуатационные характеристики данных сплавов, а их дальнейшая обработка также должна соответствовать необходимому уровню готовности технологии [1-5].

Детали из никелевых сплавов изготавливаются для наиболее ответственных и нагруженных узлов газотурбинных двигателей. Они должны работать штатно в условиях повышенных температур и отвечать критериям циклической долговечности [6-12].

Соединения деталей из жаропрочных сплавов на основе никеля, таких как ВЖ172-ИШ, предпочтительно выполнять неразъемными с помощью технологий сварки, поскольку это не только гарантирует более надежный тип соединения, но также снижает массу конструкций, увеличивая ресурс узла горячего тракта при повышенных температурах. Одной из задач, которую выполняет неразъемное соединение относительно резьбовых – удаление концентраторов напряжений, благодаря чему восприятие агрегатом нагрузки производится более корректно и распределяется по всему контуру равномерно [13-18].

Для получения заданных характеристик необходимо получить искомые микроструктуру и фазовый состав. Большое значение имеет соотношение γ -твердого раствора никеля и упрочняющей интерметаллидной γ' -фазы на основе соединения $Ni_3(Al, Ti)$. В состоянии поставки, как правило, сплав термически обрабатывается. Проводится закалка, которая и способствует выделению γ' -фазы, однако термический процесс электронно-лучевой сварки (ЭЛС), даже несмотря на то, что воспроизводится он в вакуумной чистой атмосфере при величине порядка 10^{-5} мм.рт.ст. растворяет интерметаллидные включения и само сварное соединение также является концентратором остаточных объемных напряжений. Также помимо основных фаз образуются карбидные, которые снижают показатели пластичности сплава. С помощью термической обработки (локальной или общей) структурная составляющая корректируется и нежелательные включения легкоплавкого характера растворяются [19-23].

Методика проведения эксперимента

Исследование проводилось по следующей методике: заготовки из сплава ВЖ172-ИШ были получены путем вакуумно-индукционной плавки с последующим электрошлаковым переплавом, данный вид изготовления наиболее предпочтителен в виду повышенной чистоты по примесям и газам, а также благодаря однородному химическому составу минимизируется вероятность брака, затем путем деформации из слитка были выполнены заготовки под сварку научно-исследовательским центром «Курчатовский институт» – ВИАМ. Перед сваркой выполнялась токарная механическая обработка на станке С10Т. После чистовой механической обработки детали под сварку обезжиривались и устанавливались на рабочий стол установки ЭЛУ-20, после этого выполнялась сварка в вакуумной камере при 10^{-5} мм.рт. ст. После сварки выполнялась релаксирующая термическая обработка, не влияющая на структуру, затем на электроэрозионном станке кольцевые образцы были разрезаны на секции для проведения исследований. В настоящей работе приведено исследование термической закалки в узком интервале температур сверхпластичности сплава в ЦЗЛ филиала АО «ОДК» «ОДК-Салют». Наряду с исследованиями структуры также были выполнены замеры микротвердости в основном материале, зоне термического воздействия.

Обсуждение результатов исследования

Исследование проведено по трем образцам, первый (шифр образца - 0) образец был в сваренном состоянии без термической обработки (ТО), второй выполнялся по серийному режиму ТО (шифр образца – 1), третий образец был термически обработан в середине интервала сверхпластичности сплава (шифр образца – 3), одновременно с этим данная точка температур лежит в интервале образования соединения $Ni_3(Al, Ti)$, помимо этого также имеет место образование вторичной упрочняющей интерметаллидной фазы, такой, как Ni_3Nb или соединения с другими тугоплавкими элементами, присутствующими в составе. Химический состав по ГОСТ 5632-2014 приведен в таблице 1.

Таблица 1.

Химический состав сплава ВЖ172-ИШ по ГОСТ 5632-2014

Массовая доля элементов, %													
Ni	C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	W	Mo	Nb	V	Fe	S	P
												Не более	
Осн.	0,030-0,07	Не более 0,40	Не более 0,50	14,50-15,50	1,10-1,40	1,40-1,70	1,20-1,60	4,50-4,90	4,20-4,60	-	Не более 2,00	0,015	0,015
Прочие: Co – 15,00-16,50; Zr – 0,6-1,0; В – не более 0,003; Mg – не более 0,03; La – не более 0,03													

Из образцов изготовлены шлифы для исследования микроструктуры и микротвердости, которую измеряли в зоне шва и на удалении от него в основном материале (см. таблицу 2). Согласно проведенному спектральному анализу, марка

материала образцов соответствует сплаву ВЖ172-ИШ. На рисунке 1 показан общий вид образцов.

Таблица 2.

Маркировка, режимы термической обработки и микротвердость различных зон образцов

Образец		0	1	2
Режим ТО		Без ТО	Нагрев до 1100 °С, выдержка 1 ч мин; охлаждение до 950 °С, выдержка 1 ч; охлаждение на спокойном воздухе	Нагрев до 1130 °С, выдержка 2 ч; охлаждение на спокойном воздухе
HV ₁₀₀	Основа	410	380	390
	Шов	295	370	410
	Интерметаллидные включения	-	-	565

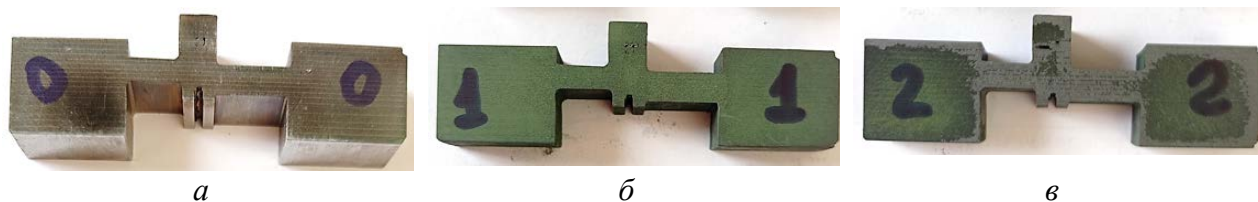


Рисунок 1 – Общий вид сварных образцов сплава ВЖ172-ИШ

В зоне сварного соединения исходного образца имеется литая структура с характерным дендритным строением, наблюдаемая зона термического влияния ~30 мкм. В основном материале обнаружены выделения интерметаллидных фаз Ni₃(Al, Ti) по слабо травящимся границам зерен (см. рис. 2 – а).

Установлено, что при термической обработке в зоне шва и ЗТВ происходит дробление и коагуляция прослоек интерметаллидных и карбидных фаз с образованием равномерно распределенных по материалу мелких включений интерметаллидов, но не Ni₃(Al, Ti), а Ni₂(Al, Ti), как округлой формы, так и пластинчатых, а образование вторичных карбидов происходит в основном по формуле Me₂₃C₆ (рисунок 2 б; 4 а, б). В основном материале наблюдаются зерна γ-фазы размерами 40...80 мкм с выделениями интерметаллидов и карбидообразующих первичного характера (TiC, ZrC, NbC и другие) (рисунки 2б, 2в).

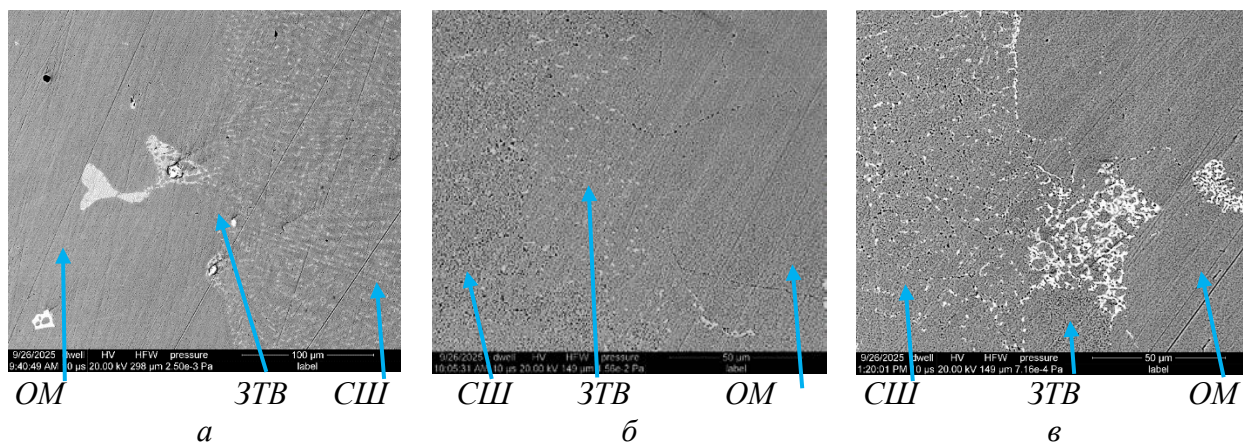


Рисунок 2 – Микроструктура образцов сплава ВЖ172-ИШ с переходом от ОМ до СШ

Выводы

1. Установлено, что в виду термической обработки по серийному режиму сплава ВЖ172-ИШ микротвердость приобретает баланс, однако вместе с этим растворяется большая доля упрочняющих интерметаллидных режимов, что предполагает корректировку режима.
2. Закалка в интервале температур сверхпластичности сплава приводит к интенсивному карбидообразованию и интерметаллидных включений, в том числе и γ' , γ'' – фаз, которые способствуют повышению пластичности и жаропрочности, также способствует зарождению карбидных прослоек, предположительно и иного механизма, например, Me_6C , что также позволит поднять уровень свойств.
3. Необходимо провести рентгенофазовый анализ и дифференциально-сканирующую калориметрию для дальнейшего подтверждения образования фаз, понимания точного механизма воспроизведения с прецизионными температурными интервалами, а также получать необходимый уровень свойств комбинаций карбидовыделения и γ' -образующих элементов.

Список литературы

1. Лукин В.И. Электронно-лучевая сварка высокопрочного литейного никелевого сплава ВЖ172Л / В. И. Лукин [и др.]. // Сварочное производство. - 2016. - № 5. - С. 44-49. - Библиогр.: с. 49 (12 назв.). - ISSN 0491-6441.
2. Елисеев Ю.С., Масленков С.Б., Гейкин В.А., Поклад В.А. Технология создания неразъемных соединений при производстве газотурбинных двигателей. М.: Наука и технологии. 2001. 544 с.
3. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: Пер. с англ. Книга 2. Под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля У.К. М.: Металлургия. 1995. С. 281–282.
4. Ломберг Б.С., Овсеян С.В., Баградзе М.М., Мазалов И.С. Высокожаропрочные деформируемые никелевые сплавы для перспективных газотурбинных двигателей и газотурбинных установок // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. Спец. вып. С. 98–103.
5. Ломберг Б.С., Овсеян С.В., Баградзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2012. №8. С. 55–56.
6. Кабанов И.В., Ильинский А.И., Топилина Т.А., Сидорина Т.Н., Щербаков А.И., Мазалов И.С. Перспективные способы выплавки высокожаропрочного сплава на Ni-Co-Cr основе с высоким содержанием ниобия и циркония методами ИД и ИШ // Бюллетень Черная металлургия. 2012. №8. С. 28–32.

7. Летников М.Н., Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Перспективные жаропрочные деформируемые никелевые сплавы и технологии их производства /В сб. Перспективы и направления развития жаропрочных сплавов и сталей. Технологии их изготовления и переработки: Докл. науч.-технич. семинара. М.: ВИАМ. 2012.
8. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М. Структура современных деформируемых никелевых сплавов //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. Т. 6. С. 22–27.
9. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
10. Теория сварочных процессов / А.В. Коновалов [и др.]. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. – 752 с.
11. Электронно-лучевая сварка деталей большой толщины. Инженерный поиск / Е.Л. Мамутов. – М.: Машиностроение, 1992. – 232 с.
12. Паршуков Л.И. ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И ЛОКАЛЬНАЯ ТЕРМООБРАБОТКА СВАРНЫХ ШВОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ. / Л. И. Паршуков, Ф. З. Гильмутдинов // Труды ВИАМ. 2017. - №5. –С. 23-31
13. Мурзин С.П., Артюшина В.И. Формирование сварного соединения импульсным лазерным излучением с регулируемым пространственным распределением мощности // известия СамНЦ РАН. 2006. Т. 8. №2.
14. Сорокин, Л . И. Свариваемость литейных жаропрочных сплавов типа ЖС6 / Л . И. Сорокин, В . И. Лукин, Ю . С. Багдасаров // Сварочное производство. – 1997. – № 6. – С. 12–17.
15. Сорокин, Л . И. Напряжения и трещины при сварке и термической обработке жаропрочных никелевых сплавов / Л . И. Сорокин // Сварочное производство. – 1999. – № 12. – С. 11–17.
16. Antufiev, V.A., Kyaw, A.T., Polyakov, P.O., Kuznetsova, E.L. Complex stress-strain behaviour of a cylindrical shell with a dynamically breaking internal elastic base. (2020) Journal of Applied Engineering Science, 18 (4), pp. 745-749. DOI: 10.5937/jaes0-28208
17. Reed R.C. The Superalloys. Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 372 p.
18. Rabinskiy, L.N., Vakhneev, S.N., Ershova, A.Y., Serpicheva, E.V., Tran, T.Q. Investigation of the effect of rolled products in layers of glass-fiber reinforced plastic on static and dynamic properties. (2021) Journal of the Balkan Tribological Association, 27 (4), pp. 684-696.
19. Гуляев А.П. Материаловедение: Учебник для студентов высших технических учебных заведений. – М.: Металлургия, 1980. -464 с.
20. Овчинников В.В. Дефектация сварных швов и контроль качества сварных соединений. Учебник, 4-е изд., стер. - М.: Изд. центр «Академия». 2018. - 224 с.
21. Абраимов Н.В., Гейкин В.А. Температуроустойчивые покрытия и сварка в газотурбинных двигателях. –М: Наука и технологии, 2018 – 464с.
22. Штремель М.А. Разрушение. В 2-х кн. Кн .2 Разрушение структур: моногр. / М.А. Штремель. –М: Изд. дом МИСиС, 2015. – 976 с.
23. Фролов В.А., Пешков В.В., Саликов В.А., Поклад В.А., Шушпанов М.Н., Коломенский А.Б., Казаков В.А. Технологические основы сварки и пайки в авиастроении. Учебник под ред. В.А. Фролова -2-е изд. –М.: Интернет Инжиниринг. 2004. 576 с.

Структурно-фазовое состояние сплава AZ31, полученного методом аддитивной электронно-лучевой 3Д-печати¹

Семина В.О., Утяганова В.Р.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Россия

Аннотация. В работе представлены результаты исследований структурно-фазовых состояний образцов из магниевого сплава, изготовленных методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. В качестве прекурсора была выбрана проволока состава Mg-3Al-1Zn (вес. %) диаметром 2 мм, с помощью которой проводилось послойное формирование изделия на подложке (прокатанной пластине) из того же сплава (марка AZ31). Рентгеноструктурный анализ образцов, вырезанных вдоль направления печати и в перпендикулярном (направлению печати) направлении, показал наличие матричной фазы α -Mg(Al, Zn) фазы и второй фазы β -Mg₁₇Al₁₂, объёмная доля которой не превышает 3 об. %. Фиксируется уменьшение размером областей когерентного рассеяния, как минимум, в два раза (с 101 нм до 43 нм) в матричных зернах в сравнении с исходной проволокой, что обусловлено, вероятно, формированием закалочных дефектов внутри зерен и на границах между треками. Сделано предположение, что в результате быстрой кристаллизации ванны расплава и происходящих рекристаллизационных процессов в напечатанных образцах исчезает острая текстура <0002>, унаследованная от исходной проволоки.

Ключевые слова: проволочная электронно-лучевая 3Д-печать; сплав AZ31; структура; фазовый состав; текстура.

Abstract. The current research includes the studies of the structural and phase states of magnesium alloy fabricated by the wire electron-beam additive manufacturing. A 2-mm thick wire of Mg-3Al-1Zn (wt. %) composition was chosen as the precursor, which was used to layer-by-layer formation of the specimen onto a substrate (rolled plate) made of the same alloy (grade AZ31). The performed X-ray diffraction analysis of the test samples, which were cut along and perpendicular to the printing direction, revealed the presence of α -Mg(Al, Zn) matrix phase, and a second phase, based on β -Mg₁₇Al₁₂, with a small volume fraction (<3 vol. %). A decreasing in the size of coherent scattering regions, at least, by twice (from 101 nm to 43 nm) in the matrix grains was observed in comparison with the initial wire. It was due to the formation of quenching defects within the grains and at the boundaries between individual tracks. It is supposed that rapid crystallization of the melt pool and recrystallization processes in the as-printed samples eliminates the sharp <0002> texture inherited from the initial wire.

Keywords: wire electron-beam 3D-printing; AZ31 alloy; structure; phase composition; texture.

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных при финансовой поддержке проекта РНФ № 25-29-00912.

Введение.

Магниевые сплавы представляются привлекательными материалами в медицинском приложениях [1], а также для снижения веса конструкций в авиа- и автомобилестроении благодаря своей низкой плотности и высокой удельной прочности [2]. В частности, промышленный сплав марки AZ31 ($Mg_{96}Al_3Zn_1$ вес. %) характеризуется хорошими литейными и механическими свойствами благодаря микролегирующим элементам (Al, Zn), повышающим его обрабатываемость при комнатной температуре [3]. Многочисленные исследования доказали [4, 5], что кристаллографическая текстура, формируемая при термомеханической обработке или направленном росте зерен в процессе изготовления изделия и дефектная подсистема оказывают положительное влияние на механические и коррозионные свойства данного сплава. Однако, особенности пластического течения сплава AZ31 [6], связанные с двойникованием по плоскостям $\{10\bar{1}2\}$ и скольжением дислокаций по базальным (плотнупакованным) плоскостям в ГПУ структуре, повышенная химическая активность, приводящая к высокой скорости коррозии в водных растворах [7], резко ограничивает области его применения.

В настоящее время, помимо традиционных способов термомеханической обработки промышленного сплава марки AZ31, таких как изостатическое прессование, прокатка и ковка [8], удается успешно изготавливать малогабаритные детали, характеризующимися высокими эксплуатационными характеристиками, аддитивными методами. Недавно были апробированы режимы электронно-лучевой печати сплава AZ31 [9], позволяющие получать образцы с высокой прочностью на разрыв (до 230 МПа) и относительным удлинением до 13.5 %, что сопоставимо с характеристиками литых материалов. Авторы данной работы отмечали, что при быстром охлаждении ванны расплава внутри неё формируются неоднородная мелкокристаллическая структура с размером зерна матричной фазы (α -Mg) от 20 мкм до 40 мкм, содержащая вторичные фазы (например, $Al_{12}Mg_{17}$), благодаря чему микротвердость изделия монотонно снижается по высоте. Важно отметить, что тонкостенные изделия (размером 300 мм×65 мм×8.5 мм) из сплава AZ31 удается также успешно получать методом дуговой проволочной 3Д-печати [10]. Полученные дуговым методом сплавы характеризуются высокой плотностью дефектов, отсутствием текстуры, незначительным содержанием вторых фаз и средним размером зерна ~25 мкм. Однако, в работах [9, 10] детальных исследований фазово-структурных состояний магниевого сплава AZ31, изготовленного проволочными аддитивными методами, проведено не было. Малоизученным вопросом остались механизмы фазообразования и текстурные эффекты, возникающие при кристаллизации ванны расплава, в зависимости от выбранного режима печати. Поэтому целью данной работы являлось определение структурных особенностей (фазового состава, текстуры, параметров решеток, размеров областей когерентного рассеяния и микродеформаций 2-ого рода) сплава

AZ31, полученного аддитивным электронно-лучевым производством, методами рентгеноструктурного анализа.

Материалы и методы.

С помощью электронно-лучевой сварочной установки (Московский энергетический институт, г. Москва) [11], оснащенной механизмом подачи присадочной проволоки и энергоблоком ЭЛА-40И, работающим при ускоряющем напряжении 60 кВ, была выполнена печать изделия (стенки) из Mg-Al-Zn сплава. Для этого в качестве сырьевого материала и подложки использовали проволоку диаметром 2 мм и пластины толщиной 15 мм из магниевого сплава марки AZ31 ($Mg_{96}Al_3Zn_1$, вес. %) производства Tankii Group (Китай). При печати была выбрана развертка электронного луча в форме прямой линии, направленной поперек оси подачи проволоки и характеризующейся амплитудой 2,5 мм и частотой 500 Гц. Величину тепловложения регулировали изменением тока электронного пучка, который монотонно снижался с увеличением количества слоев с 15 мА до 12 мА. При этом, скорость подачи проволоки составила 0.2 м/мин, а скорость наплавки – 125 мм/мин. В результате геометрические размеры изделия составили 14.5(длина) \times 2.0(высота) \times 0.5(ширина) см³.

Для структурных исследований были вырезаны образцы в форме параллелепипедов размером 4x10x2 мм³ в двух сечениях (рис. 1), отвечающих направлению печати (сечение S_1) и перпендикулярному направлению (сечение S_2). Далее, поверхность образцов механически полировали на абразивной бумаге SiC с постепенным уменьшением зернистости (P800, P1000, P2000, P2500). Рентгенодифракционные исследования проводили на дифрактометре D2 Phaser (Bruker, Германия) в Cu-K α излучении ($\lambda=1.54187 \text{ \AA}$) в геометрии Брегга-Брентано с использованием β -фильтра и системы быстрой регистрации на основе линейного позиционно-чувствительного детектора LYNXEYE. Условия съемки были следующими: напряжение на трубке 30 кВ, ток 10 мА, шаг сканирования 0.02°, скорость регистрации импульсов 0.1°/5 секунд. Анализ профилей рентгеновских линий и их углового положения выполняли для компонент $K\alpha_1$ каждой линии после разделения $K\alpha_1$ - $K\alpha_2$ дублета. Параметры решетки матричной α -Mg фазы определяли с использованием квадратичных форм, а также прецизионным методом с построением экстраполяционных зависимостей от функции $1/2(\cos 2\theta/\sin\theta + \cos 2\theta/\theta)$ [12] для пар рефлексов (0002)–(0004). Качественный фазовый анализ осуществляли с помощью программного обеспечения Match! (Crystal impact, Германия) и базы порошковых рентгенограмм PDF-4. Оценки областей когерентного рассеяния (ОКР) и микродеформаций 2-ого рода проводили по методу Уильямса-Холла [13].

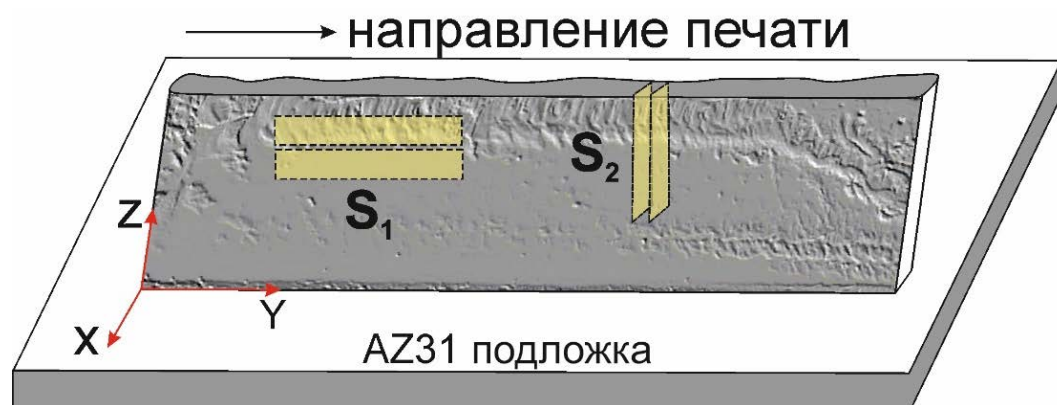


Рисунок 1 – Схема вырезки образцов из стенки сплава AZ31, полученного аддитивным электронно-лучевым производством, вдоль двух сечений: S₁ (плоскость YZ) и S₂ (плоскость XZ).

Результаты.

Установлено, что проволока сплава AZ31, используемая в качестве прекурсора для печати изделия (стенки), характеризуется однофазным структурным состоянием на основе матричной фазы α -Mg(Al, Zn) с ГПУ структурой (группа симметрии P63/mmc, символ Пирсона hP2). Средние размеры ОКР, измеренные для семейства плоскостей {0002}-{0004}, составили ~101 нм в направлении, перпендикулярном оси проволоки (Табл. 1). В проволоке сохраняется острая текстура $\langle 0002 \rangle$, ориентированная вдоль оси волочения.

В результате электронно-лучевой 3Д-печати в образцах, вырезанных в сечениях S₁ и S₂ (Рис. 1), по-разному ориентированных относительно направления печати, формируется двухфазная структура (Рис. 2), состоящая, помимо матричной α -Mg(Al, Zn) фазы, из ОЦК фазы на основе β -Mg₁₇Al₁₂ (группа симметрии I-43m, символ Пирсона cI58). Объёмная доля второй фазы в обоих случаях не превышает 3 об. %. Наблюдается существенное уширение всех матричных рефлексов в образцах, вырезанных вдоль сечения S₂ (Рис. 1). Как результат, размеры ОКР фазы α -Mg(Al, Zn) уменьшаются до 46 нм (Табл. 1), а величина микродеформации решетки, напротив, возрастает с 0.05 % до 0.12 % в сравнении с образцом исходной проволоки. В образцах S₁, вырезанных вдоль направления печати, D_{hkl} и ϵ^{II} принимают значения 53 нм и 0.09 %, соответственно (Табл. 1). Описанные выше особенности структуры образцов говорят в пользу того, что в процессе быстрой кристаллизации ванны расплава внутри треков происходил распад твердого раствора, сопровождаемый выделением второй фазы β -Mg₁₇Al₁₂. При этом, острые текстурные эффекты, наблюдаемые в проволоке, частично исчезают, что отражается на перераспределении интегральных интенсивностей рефлексов α -Mg(Al, Zn) фазы в образцах, вырезанных вдоль сечений S₁ и S₂. Можно предположить, что за счет закалочных дислокационных дефектов на границах между треками возрастают микроискажения ГПУ решетки, поэтому измеренный параметр α -Mg(Al, Zn) фазы меняется немонотонно в зависимости от ориентации отражающих плоскостей относительно

направления печати (Табл. 1). Это может косвенно свидетельствовать о присутствии в напечатанном изделии остаточных напряжений 1-ого рода, неоднородно распределенных по высоте стенки.

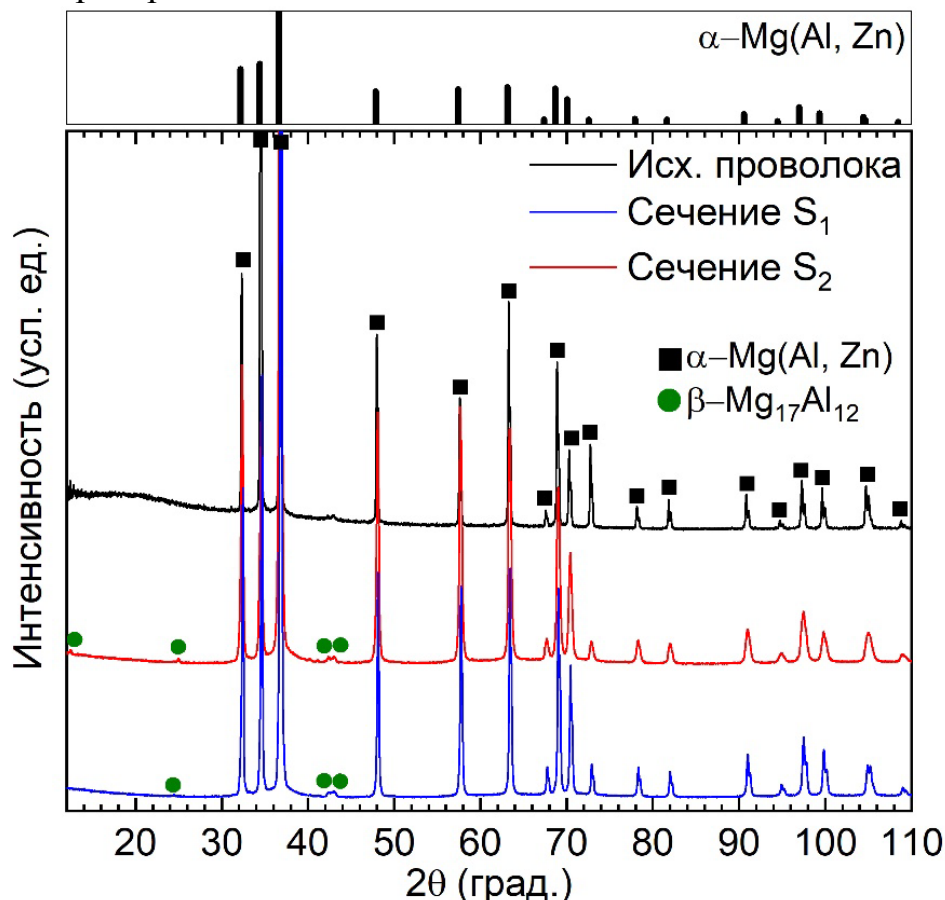


Рисунок 2 – Рентгенограммы образцов сплава AZ31: исходная проволока; образец, вырезанный из стенки вдоль направления печати (сечение S_1); образец, вырезанный из стенки перпендикулярно направлению печати (сечение S_2). Сверху приведена стандартная штрих-диаграмма для фазы α -Mg.

Таблица 1 – Средние размеры ОКР ($D_{\text{нкл}}$), значения микродеформаций (ε^{II}) и параметры решётки матричной α -Mg фазы в исходной проволоке и образцах сплава AZ31, полученного аддитивным электронно-лучевым производством.				
Образец	$D_{\text{нкл}}$, нм	ε^{II} , %	a, нм	c, нм
Исх. проволока	~101	0.05	0.32006	0.51953
Сечение S_1	~53	0.09	0.31952	0.52081
Сечение S_2	~46	0.13	0.32023	0.51904

Выводы. С помощью аддитивного проволочного электронно-лучевого метода была успешно изготовлена стенка размерами 14.5(длина) \times 2.0(высота) \times 0.5(ширина) см³ из магниевое сплава марки AZ31. В структуре напечатанного изделия были обнаружены две фазы (α -Mg(Al, Zn) и β -Mg₁₇Al₁₂), в то время как исходная проволока характеризовалась однофазным структурным состоянием на основе α -Mg(Al, Zn). Было предположено, что значительное (как минимум, в два раза) уменьшение размеров областей когерентного рассеяния матричной фазы и увеличение микроискажений в

ГПУ решетке в напечатанных образцах являются следствием формирования закалочных дефектов внутри зерен в процессе роста стенки. Отсутствие явной текстуры $\langle 0002 \rangle$ в образцах, вырезанных вдоль направления печати и в перпендикулярном направлении, говорит о рекристаллизационных процессах, возникавших на границе треков и внутри ванны расплава.

Список литературы

1. Pranaya Joshi C. Comprehensive review of Mg-based alloys: Mechanical, chemical and biological properties for prosthetic and orthopedic applications / C. Pranaya Joshi, et al. // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2025. – Vol. 35. – P. 2487-2502.
2. Yang J. Evolution, limitations, advantages, and future challenges of magnesium alloys as materials for aerospace applications / J. Yang, et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2024. – Vol. 1008. – P. 176707.
3. Hua Z. Effect of grain size on formability of AZ31 alloy sheets / Z. Hua, et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2025. – Vol. 1034. – P. 181467.
4. Chen H. Effects of annealing treatment on the microstructure and corrosion behavior of hot rolled AZ31 Mg alloy / H. Chen, et al. // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2021. – Vol. 15. – P. 4800-4812.
5. Tailoring strength-ductility balance of caliber-rolled AZ31 Mg alloy through subsequent annealing / T. Kong, et al. // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2020. – Vol. 8. – P. 163-171.
6. Mathaudhu S.N. Essential Readings in Magnesium Technology / S.N. Mathaudhu, A.A. Luo, N.R. Neelameggham, E.A. Nyberg, W.H. Sillekens. – N.Y.: Springer, 2016. P. 333–338.
7. Pakhomova E. Surface Characterization of AZ31 Alloy after Long-Term Immersion in Simulated Body Fluid / E. Pakhomova, et al. // *Crystals*. – 2023. – Vol. 13. – P. 1692.
8. Rakshith M. Review on the effect of different processing techniques on the microstructure and mechanical behavior of AZ31 Magnesium alloy / M. Rakshith, et al. // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2021. – Vol. 9. – P. 1692-1714.
9. Zhang X. Processing, microstructure, and mechanical behavior of AZ31 magnesium alloy fabricated by electron beam additive manufacturing / X. Zhang, et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2023. – Vol. 938. – P. 168567.
10. Fang X. Additive manufacturing of high performance AZ31 magnesium alloy with full equiaxed grains: Microstructure, mechanical property, and electromechanical corrosion performance / X. Fang, et al. // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2022. – Vol. 300. – P. 117430.
11. Kozhechenko A.S. On Designing Control Systems for Electron-Beam Processing Plants / A.S. Kozhechenko, et al. // *Russ. Electr. Engin.* – 2024. – Vol. 95. – P. 579–584.
12. Pearson W.B. A Handbook of Lattice Spacing and Structures of Metals and Alloys / W.B. Pearson. – Amsterdam: Elsevier, 2013. – 1044 p.
13. Waseda Y. X-Ray Diffraction Crystallography: Introduction, Examples and Solved Problems / Y. Waseda, E. Matsubara, K. Shinoda. – Heidelberg: Springer, 2011. – 310 p.

Анализ химического состава и структуры AZ31 сплава, полученного проволочным электронно-лучевым аддитивным производством¹

Утяганова В.Р., Семин В.О.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Россия

Аннотация. Впервые, проволочным электронно-лучевым аддитивным производством (ЭЛАП) было получено изделие (стенка размером $14.5 \times 2.0 \times 0.5$ см³) из Mg-Al-Zn сплава марки AZ31. Структура и химический состав напечатанного материала были исследованы методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии. Установлено, что в образцах сформировалась преимущественно двухфазная структура, представленная фазами на основе α -Mg(Al, Zn) и β -Mg₁₇Al₁₂. При этом в направлении, перпендикулярном направлению печати, обнаружена кристаллографическая текстура, ориентированная вдоль $\langle 1000 \rangle$ и $\langle 11-20 \rangle$. Результаты элементного анализа указывают на частичное испарение Al и Zn в процессе печати.

Ключевые слова: электронно-лучевая печать; магниевый сплав; AZ31; микроструктура; химический состав.

Abstract. For the first time, a product (wall size $14.5 \times 2.0 \times 0.5$ cm³) made of Mg-Al-Zn alloy of the AZ31 brand was obtained by wire electron beam additive manufacturing (EBAM). The structure and chemical composition of the printed material were studied by X-ray diffraction analysis, transmission electron microscopy, and energy dispersive spectroscopy. It was found that a predominantly two-phase structure was formed in the samples, represented by phases based on α -Mg(Al, Zn) and β -Mg₁₇Al₁₂. At the same time, a crystallographic texture oriented along $\langle 1000 \rangle$ and $\langle 11-20 \rangle$ was found in the direction perpendicular to the printing direction. The results of the elemental analysis indicate partial evaporation of Al and Zn during the printing process.

Keywords: Electron-beam printing; magnesium alloy; AZ31; microstructure; chemical composition.

Введение.

На сегодняшний день в мире ежегодно проводится около 2,8 миллионов операций по реконструкции костной ткани. В последнее время искусственные кости из биоматериалов, изготовленные из сплавов, содержащих магний, стали привлекательным методом лечения различных костных дефектов [1]. По данным обзорных работ [2-4], посвященных применению биорезорбируемых материалов, можно сделать вывод о том, что сплавы на основе магния (Mg-Li-Ca, Mg-Al-Zn, Mg-Ca-Zn, Mg-Y-Nd-Zr, Mg-

¹ Статья опубликована по результатам работ, выполненных при финансовой поддержке проекта РНФ № 25-29-00912.

Mn-Zn-Nd и пр.) обладают широким спектром медицинского применения и обладают рядом преимуществ, связанных с отсутствием иммунного отторжения и, как следствие, биосовместимостью. При этом изготовление персонализированных имплантатов, ориентированных на анатомические особенности индивидуального человека, является сложной задачей, которую невозможно осуществить традиционными металлургическими технологиями в рамках концепции персонализированной медицины [5].

По этой причине для задач биомедицинского материаловедения были разработаны аддитивные методы производства легких сплавов (на основе алюминия или магния), позволяющие изготавливать изделия сложной формы [6]. В частности, электронно-лучевая сварка позволяет создавать толерантные (к организму человека) Al-Mg материалы с модулем упругости, близким к костной ткани, и превосходными механическими свойствами [7, 8]. Проблема остаточных механических напряжений, связанная с 3Д-печатью, ограничивает применение имплантатов, испытывающих циклическую нагрузку. Поэтому после их изготовления аддитивными методами применяется дополнительная термическая обработка для снижения величины остаточных напряжений в зоне плавления и в зоне термического влияния [9].

Подбор режимов электронно-лучевой печати Mg-Al-Zn сплава (марка AZ31), характеризующего высокой прочностью на разрыв (до 230 МПа) и удовлетворительной пластичностью (до 13.5 %), был впервые апробирован в работе [10]. Дополнительно, тонкостенные изделия (размером 300 мм×65 мм×8.5 мм) из сплава AZ31 удалось успешно получить методом дуговой проволочной 3Д-печати [11], в результате которой образцы имели высокую плотность и практически не содержали вторых фаз при среднем размере зерна ~25 мкм. Важно отметить, что в вышеуказанных работах [10, 11] детальных исследований микроструктуры, а также распределения дислокационных ансамблей внутри зерен в сплаве AZ31, изготовленном проволочными аддитивными методами, проведено не было. Поэтому целью данной работы является анализ химического состава и микроструктуры Mg-Al-Zn сплава, полученного проволочным электронно-лучевым аддитивным производством.

Материалы и методы.

Электронно-лучевую печать образцов выполняли на электронно-лучевой сварочной установке (г. Москва) [12], оснащенной механизмом подачи присадочной проволоки и энергоблоком ЭЛА-40И, работающим при ускоряющем напряжении 60 кВ. Сырьем для 3Д-печати выступала проволока диаметром 2 мм и пластины толщиной 15 мм из магниевого сплава марки AZ31 производства Tankii Group (Китай): Mg 95–97 вес. %, Al 2.5–3.5 вес. %, Zn 0.6–1.4 вес. %, Mn <0.2 вес. %, (Si, Cu, Ca, Fe, Ni) < 0.1 вес. %. При изготовлении стенки размером 14.5(длина)×2.0(высота)×0.5(ширина) см³ развертка электронного луча имела форму прямой линии, направленной

поперек оси подачи проволоки, амплитуду 2,5 мм и частоту 500 Гц. Ток электронного пучка монотонно снижался с увеличением количества слоев с 15 мА до 12 мА, скорость подачи проволоки составила 0.2 м/мин, а скорость наплавки – 125 мм/мин. Для структурных исследований были вырезаны образцы в форме параллелепипедов размером 4x10x2 мм³ в двух сечениях (рис. 1), отвечающих направлению печати (обозн. как «TEM») и перпендикулярному направлению (обозн. как «XRD»).

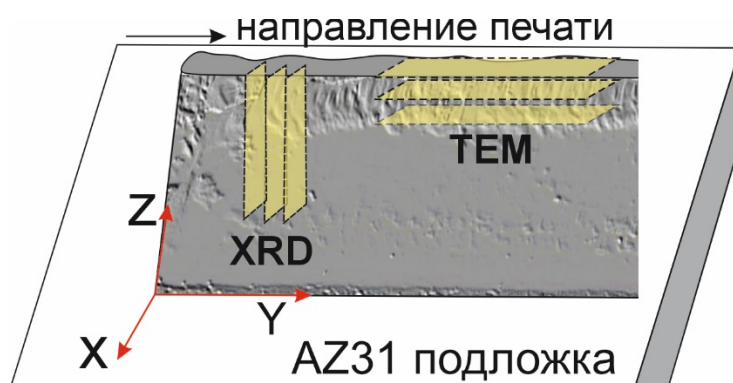


Рисунок 1 – Схема вырезки образцов из стенки сплава AZ31, полученного ЭЛАП, для рентгеноструктурного анализа (РСА, XRD) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, TEM).

Рентгеноструктурные исследования выполняли на образцах, вырезанных вдоль сечения «XRD» (рис. 1) и механически полированных на абразивной бумаге с постепенным уменьшением зернистости (P800, P1000, P2000, P2500). Рентгенограммы в геометрии Брегга-Брентано получали на дифрактометре D2 Phaser (Bruker, Германия) в Cu-K α излучении ($\lambda=1.54187$ Å) с использованием β -фильтра и системы быстрой регистрации на основе линейного позиционно-чувствительного детектора LYNXEYE. Условия съемки были следующими: напряжение на трубке 30 кВ, ток 10 мА, шаг сканирования 0.02°, скорость регистрации импульсов 0.1°/5 секунд. Анализ профилей рентгеновских линий и их углового положения выполняли для компонент K α_1 каждой линии после разделения K α_1 -K α_2 дублета. Параметры решетки матричной α -Mg фазы определяли с использованием квадратичных форм, а также прецизионным методом с построением экстраполяционных зависимостей от функции $1/2(\cos 2\theta/\sin\theta + \cos 2\theta/\theta)$ [13] для пар рефлексов (0002)–(0004). Качественный фазовый анализ осуществляли с помощью программного обеспечения Match! (Crystal impact, Германия) и базы порошковых рентгенограмм PDF-4.

Электронно-микроскопические (ПЭМ) исследования в режимах светлого, темного поля, микро- и нанодифракции выполняли методом тонких фольг на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 (JEOL, Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ. Процедура приготовления тонких фольг методом сфокусированного ионного пучка описана в работе [14] и заключалась в ионном травлении тонких (0.1 мм) пластинок, вырезанных механически на IsoMet Low Speed Precision Cutter (Buehler,

США) и механически полированных на абразивной бумаге SiC (зернистость P1200). Травление пучком ионов аргона с энергией до 6 кВ производили на установке EM 09100IS (JEOL, Япония). Дополнительно, поверхность образцов покрывалась слоем эпоксидной смолы для минимизации радиационных повреждений. Для анализа фазового состава и размеров кристаллитов в покрытиях были получены серии микродифракционных картин и темнопольных изображений в рефлексах основной фазы α -Mg. Расшифровку картин электронной дифракции проводили с помощью программы MicroDiff [15]. Элементный состав материала контролировали с помощью энергодисперсионного спектрометра INCA Energy (Oxford Instruments, Великобритания), установленного на ПЭМ.

Результаты.

На рис. 2 представлена рентгенограмма образца сплава AZ31, полученного ЭЛАП.

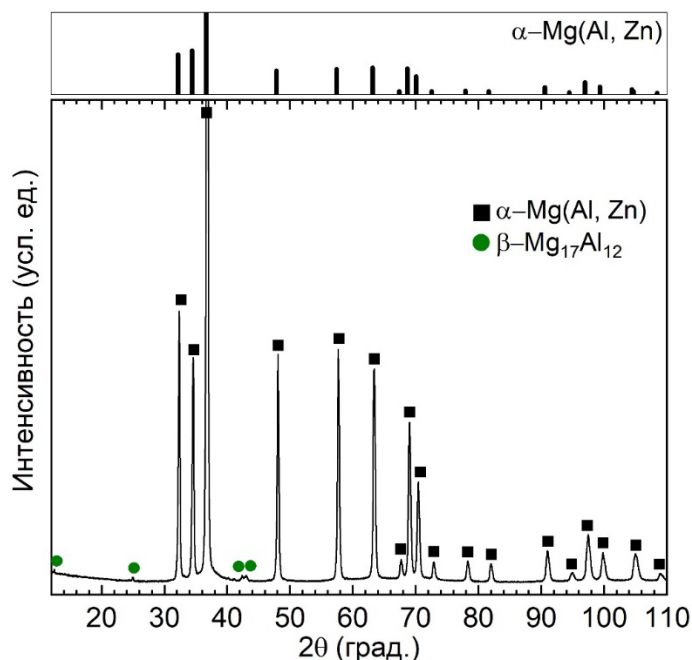


Рисунок 2 – Рентгенограмма образца сплава AZ31, полученного ЭЛАП. Сверху приведена стандартная штрих-диаграмма для фазы α -Mg.

Фазовый состав образца представлен двумя основными фазами (рис. 2): α -Mg(Al, Zn) с ГПУ структурой (объемная доля ~ 98 %) и β -Mg₁₇Al₁₂ с ОЦК структурой (объемная доля ~ 2 %). Параметры решеток фаз составляют следующие значения: $a_{\alpha\text{-Mg}} = 0.32023$ нм, $c_{\alpha\text{-Mg}} = 0.51904$ нм; $a_{\beta} = 0.10459$ нм. В сравнении со стандартной штрих-диаграммой фазы α -Mg(Al, Zn) от бестекстурированного образца, напечатанные образцы характеризуются выраженной текстурой, ориентированной в направлениях $\langle 1000 \rangle$ и $\langle 11\text{-}20 \rangle$. На ПЭМ изображениях зерен основной фазы α -Mg (Рис. 3) преобладают плоские скопления дислокаций (Рис. 3 а, б), визуализировать которые удастся лишь в рефлексах $g = \langle 11\text{-}20 \rangle$.

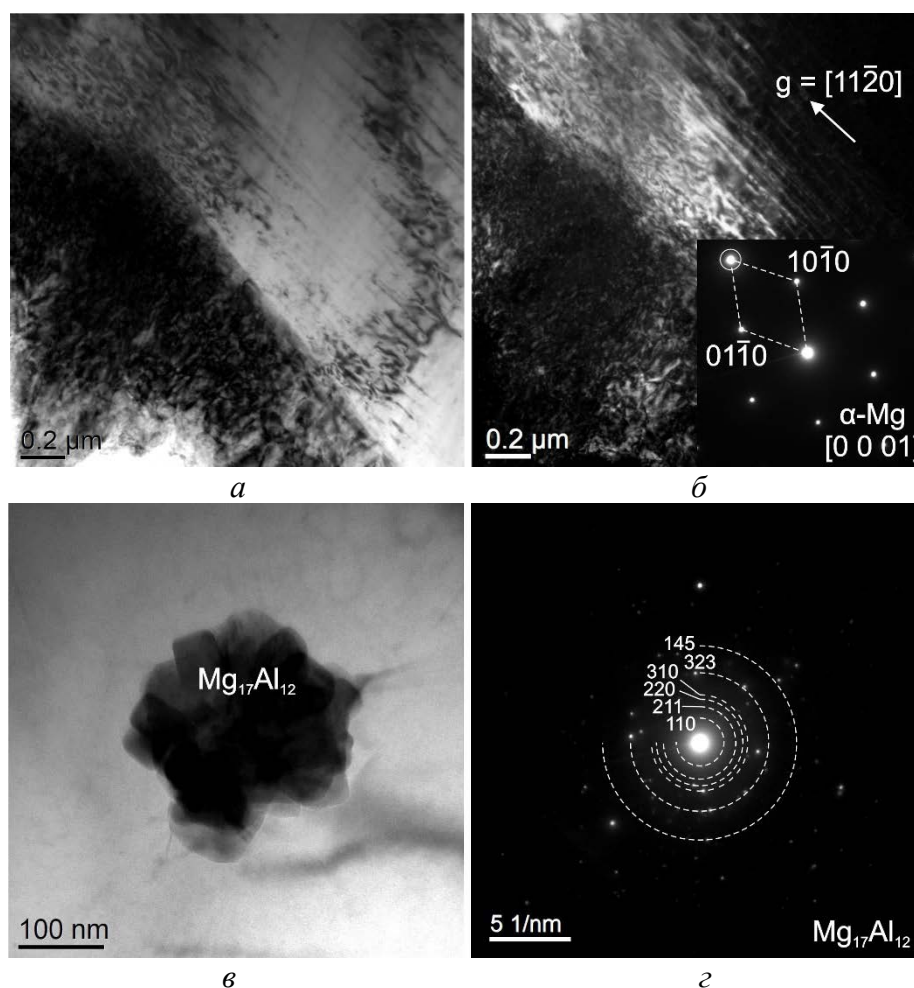


Рисунок 3 – Светлопольные (а, в), темнопольное (б) изображения структуры сплава AZ31, полученного ЭЛАП.

На (г) представлена микродифракционная картина от частицы фазы β - $Mg_{17}Al_{12}$.

Предположительно, данные типы дефектов были сформированы в результате облегченного скольжения дислокаций по базальным плоскостям $\{0002\}$ в направлении $\langle 11-20 \rangle$, в которых фактор Шмида достигает высоких значений. Другой отличительной особенностью дефектной подсистемы матричных зерен является присутствие сеток дислокаций высокой плотности (рис. 3 а), а также малоугловых границ, разделяющих субзерна, характеризующиеся сетчатой или полосовой дислокационными субструктурами. Кроме этого, в образце сплава AZ31, полученного аддитивным электронно-лучевым производством, присутствуют скопления частиц вторых фаз (рис. 3 в), образующих конгломераты размерами до ~ 300 нм, а также отдельные частицы, содержащие повышенное количество Al и Mn. Как показала расшифровка микродифракционной картины (рис. 3 г), мелкодисперсные частицы, представленные на рис. 3 в, относятся к фазе β - $Mg_{17}Al_{12}$. Типичные размеры отдельных частиц β -фазы могут достигать ~ 1 мкм. По данным ЭДС/ПЭМ анализа, средний химический состав матричных зерен составляет $Mg_{98}Al_{1.5}Zn_{<0.5}$ (ат. %), а частиц второй фазы – $Mg_{74}Al_{25}Zn_{<1}$ (ат. %). Это указывает на частичное испарение Al и Zn в процессе печати.

Выводы.

Методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства была успешно изготовлена стенка из Mg-Al-Zn сплава марки AZ31. В структуре напечатанного изделия содержатся, преимущественно, две фазы: α -Mg(Al, Zn) и β -Mg₁₇Al₁₂. Дефектная подсистема матричной фазы представлена сетками и плоскими скоплениями дислокаций, принадлежащих базальной системе скольжения: {0002} + <11-20>.

Список литературы

1. Tabrizian P. From bone to nacre – development of biomimetic materials for bone implants: a review / P. Tabrizian, et al. // *Biomater. Sci.* – 2024. – Vol. 12. – P. 5680-5703.
2. Li Z. A Review of 3D Printed Bone Implants. *Micromachines* / Z. Li, Q. Wang, G. Liu // *Micromachines.* – 2022. – Vol. 13. P. 528.
3. Tsakiris V. Biodegradable Mg alloys for orthopedic implants – A review / V. Tsakiris, et al. // *Journal of Magnesium and Alloys.* – 2021. – Vol. 9. – P. 1884-1905.
4. Aikin M. Recent Advances in Biodegradable Magnesium Alloys for Medical Implants: Evolution, Innovations, and Clinical Translation / M. Aikin, et al. // *Crystals.* – Vol. 15. – 2025. – P. 671.
5. Zamani Y. A review of additive manufacturing of Mg-based alloys and composite implants / Y. Zamani, et al. // *Journal of Composites and Compounds.* – 2021. – Vol. 3. – P. 71-83.
6. Azadani M. N. A review of current challenges and prospects of magnesium and its alloy for bone implant applications / M. N. Azadani, et al. // *Prog Biomater.* – 2022. – Vol. 11. – P. 1-26.
7. Shamarin N. Investigation of inhomogeneity of mechanical properties of Al-Mg alloy printed by electron-beam method / N. Shamarin, V. Utyaganova, V.A. Beloborodov // *AIP Conference Proceedings.* – 2019. – Vol. 2167. – P. 020323.
8. Vorontsov A. Electron-beam additive manufacturing of product from Al-Mg alloy: Macrostructure and x-ray analysis / A. Vorontsov, V. Utyaganova, N. Shamarin // *AIP Conference Proceedings.* – 2019. – Vol. 2167. – P. 020390.
9. Austin W. Controlling residual stress in material extrusion 3D printing through material formulation / W. Austin, et. al. // *Additive Manufacturing.* – 2023. – Vol. 73. – P. 103678.
10. Zhang X. Processing, microstructure, and mechanical behavior of AZ31 magnesium alloy fabricated by electron beam additive manufacturing / X. Zhang, et al. // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2023. – Vol. 938. – P. 168567.
11. Fang X. Additive manufacturing of high performance AZ31 magnesium alloy with full equiaxed grains: Microstructure, mechanical property, and electromechanical corrosion performance / X. Fang, et al. // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2022. – Vol. 300. – P. 117430.
12. Kozhechenko A.S. On Designing Control Systems for Electron-Beam Processing Plants / A.S. Kozhechenko, et al. // *Russ. Electr. Engin.* – 2024. – Vol. 95. – P. 579–584.
13. Pearson W.B. *A Handbook of Lattice Spacing and Structures of Metals and Alloys* / W.B. Pearson. – Amsterdam: Elsevier, 2013. – 1044 p.
14. Нейман А. А. Фазовые и структурные состояния, индуцированные в приповерхностных слоях никелида титана импульсными сильноточными электронно-пучковыми воздействиями / А. А. Нейман и др. // *Известия высших учебных заведений. Физика.* – 2015. – Т. 58, № 2. – С. 103–112.
15. Neiman A. A. Cross-sectional TEM analysis of structural phase states in TiNi alloy treated by a low-energy high-current pulsed electron beam / A. A. Neiman, et al. // *Appl. Surf. Sci.* – 2015. – Vol. 327. – P. 321–326

Проведение многоцикловых испытаний образцов имитаторов колеса вентилятора из VT-6 газотурбинного двигателя.

Крылов К.А.

Филиал АО «ОДК» «ОДК-Салют», Москва, Россия.

Kirill.krylov.94@mail.ru

Conducting multi-cycle tests of fan wheel simulator samples made of VT-6 gas turbine engine.

Krylov K.A.

JSC «UEC» Branch «UEC-Salut», Moscow, Russia.

Kirill.krylov.94@mail.ru

Аннотация. Важнейшим элементом газотурбинного авиационного двигателя является монолитное колесо вентилятора. Для подтверждения свойств дорогостоящего колеса вентилятора на первом этапе разработки технологии ремонта были испытаны образцы на многоцикловую усталость сварного соединения электронно-лучевой сварки, аргонодуговой наплавки и контрольной группы образцов.

В работе рассмотрены результаты испытаний образцов на многоцикловую усталость с целью сравнения вариантов ремонта способами сварки плавлением. Составлены функции двух переменных для контрольных образцов, образцов с наплавляемым АрДС соединением и для образцов с соединением ЭЛС. Построены графики логарифмической кривой усталости образцов, кривой усталости образцов, а также вероятностной кривой для образцов из материала VT-6.

Сделаны выводы, что вариант использования электронно-лучевой сварки, обеспечивает лучшее качество ремонта.

Ключевые слова: газотурбинный двигатель, вентилятор, монолитное колесо вентилятора, дефекты моноколес, ремонт колес вентилятора, многоцикловые испытания.

Abstract. The most important element of a gas turbine aircraft engine is the monolithic fan wheel. In order to confirm the properties of the expensive fan wheel, samples were tested for multi-cycle fatigue of the electron beam welding, argon arc deposition, and control group of samples at the first stage of the development of the repair technology.

The paper discusses the results of multi-cycle fatigue tests of samples in order to compare the repair options using fusion welding. Two-variable functions have been compiled for control samples, samples with an argon arc deposition connection, and samples with an electron beam welding connection. Graphs of the logarithmic fatigue curve of the samples, the fatigue curve of the samples, and the probability curve for samples made of VT-6 material have been constructed.

It has been concluded that the use of electron beam welding provides the best repair quality.

Keywords: gas turbine engine, fan, monolithic fan wheel, defects in monowheels, repair of fan wheels, and multi-cycle tests.

Введение

В отечественном секторе авиации нет технологии ремонта колес вентилятора газотурбинного двигателя, выполненных по технологии «блиск» после их повреждения на этапе эксплуатации двигателя. При разработке такой технологии необходимо провести много стадий проверок и подтверждения эффективности данной технологии. [1, 2, 3]

При проведении работ по восстановлению колеса вентилятора газотурбинного двигателя для подтверждения характеристик ремонтируемого ДСЕ были испытаны 28 образцов многоцикловую усталость, и более 30 образцов на ударный изгиб, предел прочности, условный предел текучести, относительное удлинение, относительное сужение, согласно нормативной документации. [4, 5, 6]

Многоцикловые испытания

Испытания на многоцикловую усталость проводились на испытательной вибрационной электродинамической установке ВЭДС-1500, предназначенной для испытания изделий на воздействие однокомпонентной гармонической вибрации в вертикальном направлении и испытаний на вибропрочность и виброустойчивость. Испытывались три типа образцов имитаторов: образцы контрольной группы, образец с наплавляемым АрДС соединением, образец с соединением ЭЛС. Внешний вид образцов представлен на рисунке 1.

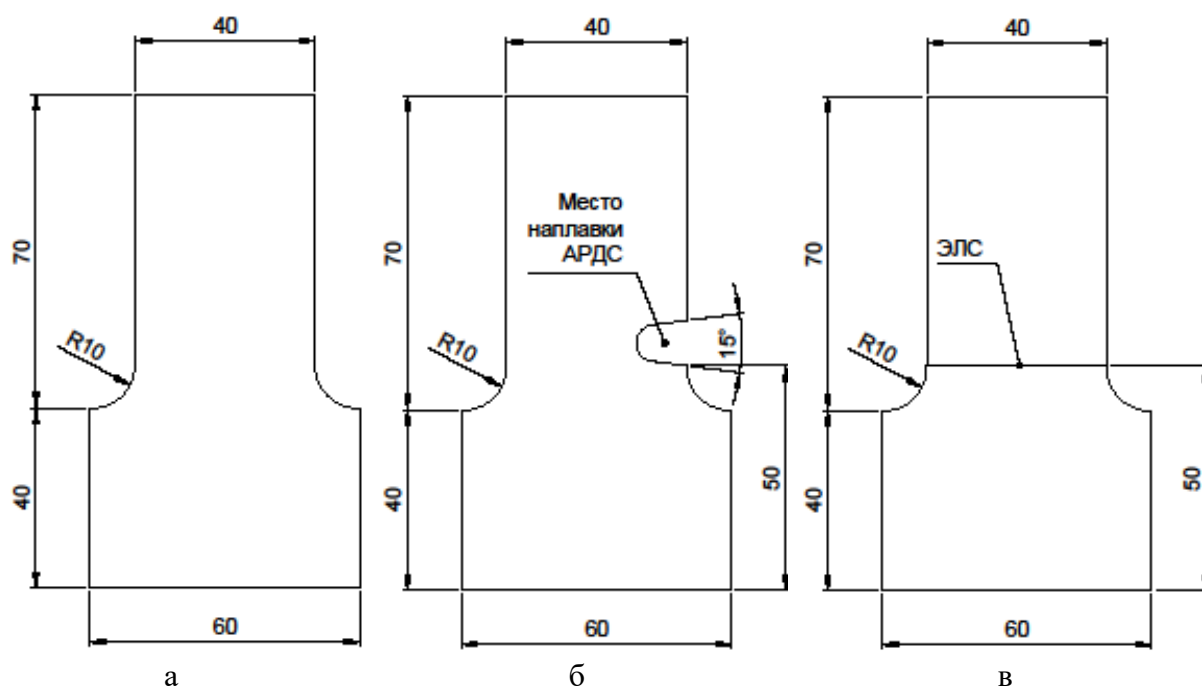


Рисунок 1 – Образцы для испытаний: а) контрольный образец; б) образец с наплавляемым АрДС соединением; в) образец с соединением ЭЛС

Испытания проводились при комнатной температуре по режиму: начальный уровень нагружения: $\sigma = 392,27$ МПа, шаг изменения нагружения: $\Delta\sigma = \pm 29,42$ МПа, база испытаний $N = 2 \cdot 10^7$ циклов. Результаты всех испытаний занесены в таблицу 1.

Таблица 1.

Результаты испытаний на многоцикловую усталость

№ образца	Контрольные образцы			Образцы с наплавляемым АрДС			Образцы с соединением ЭЛС		
	σ МПа	N 10 ⁶ циклов	Результат	σ МПа	N 10 ⁶ циклов	Результат	σ МПа	N 10 ⁶ циклов	Результат
1	392,27	3,76	Разруш.	392,27	1,79	Разруш.	392,27	0,3	Разруш. *
2	362,85	14,50	Разруш.	362,85	2,32	Разруш.	392,27	20,0	Удовлетв.
							421,69	4,0	Разруш.
3	333,43	20,0	Удовлетв.	333,43	8,22	Разруш.	392,27	10,7	Разруш.
4	333,43	20,0	Удовлетв.	304,01	20,0	Удовлетв.	362,85	20,0	Удовлетв.
							392,27	12,3	Разруш.
5	333,43	20,0	Удовлетв.	304,01	20,0	Удовлетв.	362,85	20,0	Удовлетв.
							392,27	20,0	Удовлетв.
							421,69	2,7	Разруш.
6	333,43	20,0	Удовлетв.	304,01	20,0	Удовлетв.	392,27	0,7	Разруш.
7	333,43	20,0	Удовлетв.	304,01	20,0	Удовлетв.	362,85	20,0	Удовлетв.
							392,27	7,7	Разруш.
8	333,43	20,0	Удовлетв.	304,01	20,0	Удовлетв.	362,85	0,6	Разруш. *
9	-	-	-	304,01	20,0	Удовлетв.	362,85	20,0	Удовлетв.
							392,27	1,3	Разруш.
10	-	-	-	-	-	-	362,85	20,0	Удовлетв.
							392,27	0,1	Разруш.
11	-	-	-	-	-	-	362,85	20,0	Удовлетв.
							392,27	0,3	Разруш.

* образцы с соединением ЭЛС № 1 и № 8 разрушились по зажимной части. При анализе результатов испытаний данные образцы не учитывались.

По результатам испытания выявлено, что предел выносливости контрольных образцов составляет $\sigma_{-1} = 333,43$ МПа, образцов с наплавляемым АрДС соединением составляет $\sigma_{-1} = 304,01$ МПа, образцов с соединением ЭЛС составляет $\sigma_{-1} = 362,85$ МПа, при базе испытаний $N = 2 \cdot 10^7$ циклов.

Анализ экспериментальных данных

Согласно полученным экспериментальным данным, составим с помощью метода наименьших квадратов [7] для линейных функций функцию двух переменных:

$$\hat{y}_i = 48,81 - 16,44 \cdot x_i$$

для контрольных образцов

$$\hat{y}_i = 40,55 - 13,38 \cdot x_i$$

для образцов с наплавляемым АрДС соединением

$$\hat{y}_i = 49,03 - 16,35 \cdot x_i$$

для образцов с соединением ЭЛС

, где $x = \lg(\sigma)$

$$y = \lg(N)$$

Построим каждого типа образцов логарифмическую кривую усталости (рисунок 2), кривую усталости (рисунок 3), и вероятностную кривую усталости (рисунок 4).

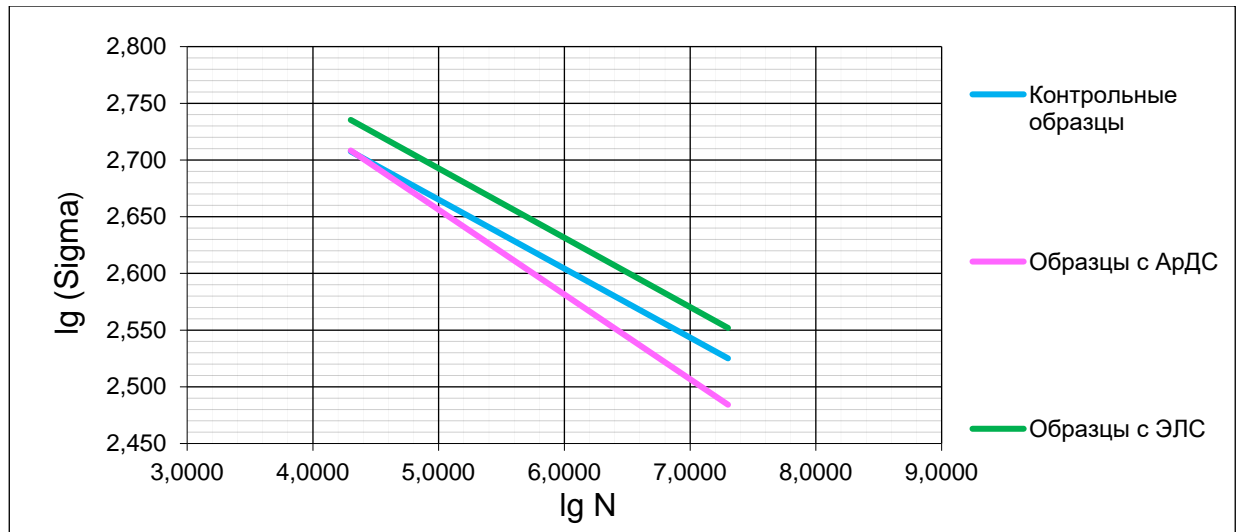


Рисунок 2 – Логарифмическая кривая усталости образцов из ВТ6



Рисунок 3 – Кривая усталости образцов из ВТ6

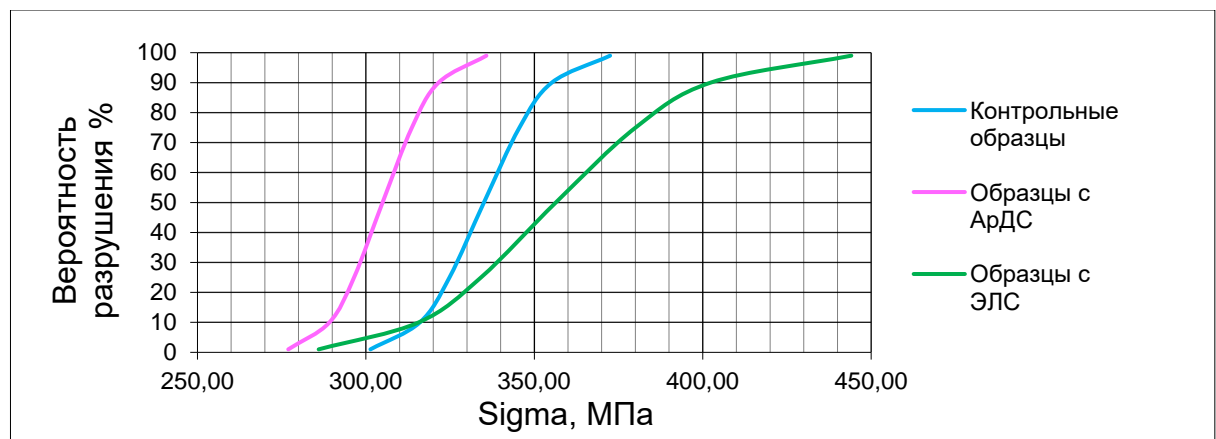


Рисунок 4 – Вероятностная кривая образцов из ВТ6

Из полученных данных, можно сделать вывод следующее:

При данной конфигурации соединений у образцов с электронно-лучевой сваркой предел выносливости выше, у образцов с наплавкой АрДС ниже, чем у контрольной группы.

Функции двух переменных контрольной группы и образцов с ЭЛС имеют подобные коэффициенты a и b и на рисунках 2 и 3 идут почти параллельно, за исключением небольшой погрешности.

У образцов с электронно-лучевой сваркой при нагрузках выше 320 МПа вероятность разрушения ниже, чем у контрольной группы, но при нагрузке ниже 320 МПа вероятность разрушения выше. Образцы с наплавляемым АрДС соединением имеют самую высокую вероятность разрушения при всех значениях нагрузки.

Изготовление опытных колес вентилятора для испытаний на многоцикловую усталость

После проведения испытаний на образцах была произведена электронно-лучевая сварка колеса вентилятора газотурбинного двигателя на установке типа EBOCAM производителя Steigerwald Strahltechnik GmbH (SST), Германия [8] с ускоряющим напряжением 150 кВ для проведения многоцикловых испытаний.

В рамках программы импортозамещения [9] в феврале 2025 года была произведена модернизация установки фирмой АО «НПК ТЭТА», г. Томск, Россия [10]. Благодаря современным решениям в проектировании модернизированных элементов и высоком качестве программного обеспечения удалось решить ряд технических трудностей при сварке изделий.

Произведена электронно-лучевая сварка второго комплекта колеса вентилятора газотурбинного двигателя для проведения многоцикловых испытаний.

Выводы

Предел выносливости контрольных образцов составляет $\sigma_{-1} = 333,43$ МПа, образцов с наплавляемым АрДС соединением составляет $\sigma_{-1} = 304,01$ МПа, образцов с соединением ЭЛС составляет $\sigma_{-1} = 362,85$ МПа, при базе испытаний $N = 2 \cdot 10^7$ циклов.

Результаты показывают, что при данной конфигурации соединений при электронно-лучевой сварке предел выносливости выше, а при наплавке АрДС ниже, чем у контрольной группы.

Разрушение образцов с соединением ЭЛС происходило по основному материалу или месту зажатия образцов в установке, разрушений по сварному шву или околошовной зоне не выявлено.

Таким образом, технология электронно-лучевой сварки обеспечивает лучшее качество ремонта и восстановления колес вентилятора газотурбинного двигателя и является более перспективной в силу того, что:

Во-первых, обеспечивает более высокий предел прочности восстановленного соединения.

Во-вторых, сварное соединение является равнопрочным с основным материалом ремонтируемого колеса.

В-третьих, технология электронно-лучевой сварки имеет высокую повторяемость свойств и не зависит от квалификации сварщика.

Список используемой литературы

1. Приказ Минтранса России от 17.06.2019 N 184 (ред. от 29.05.2023) "Об утверждении Федеральных авиационных правил "Сертификация авиационной техники, организаций разработчиков и изготовителей. Часть 21" (Зарегистрировано в Минюсте России 06.09.2019 N 55851).
2. "ГОСТ Р 59815-2021. Национальный стандарт Российской Федерации. Система технического обслуживания и ремонта авиационной техники. Организация работ по техническому обслуживанию авиационной техники. Основные положения".
3. "ГОСТ Р 59816-2021 Система технического обслуживания и ремонта авиационной техники. Организация работ по ремонту авиационной техники. Основные положения".
4. "ГОСТ РВ 2840-001-2008 Надежность и безотказность авиационных двигателей. Лопатки газотурбинных двигателей. Методы испытаний на усталость".
5. "ГОСТ 1497-2023 1. Металлы. Методы испытаний на растяжение".
6. "ГОСТ 9454-78 1. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах".
7. Григорьев Ю.Д. Методы оптимального планирования эксперимента: линейные модели: Уч.пособие – Санкт-Петербург • Москва • Краснодар: Издательство «Лань», 2022 год. – стр. 60-64.
8. <https://www.global-welding-technologies.com/en/global-beam-technologies/steigerwald-strahltechnik-gmbh> (дата обращения 01.09.2025).
9. Распоряжение Министерства экономического развития РФ от 11 августа 2016 г. № 219Р-АУ "Об утверждении Методических рекомендаций по подготовке корпоративных планов импортозамещения государственными корпорациями, государственными компаниями, акционерными обществами, в уставном капитале которых доля участия Российской Федерации превышает 50 процентов, организациями, реализующими инвестиционные проекты, включенные в реестр инвестиционных проектов в соответствии с решением Правительственной комиссии по импортозамещению"
10. <https://tetacom.ru/> (дата обращения 01.09.2025).

Научное электронное издание
“ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА
И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ”
VI МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

Сборник материалов и докладов

***Ответственность за оригинальность статей и достоверность сведений в публикациях
несут авторы***

Редактор и компьютерная верстка: Чепурин М. В.

Формат: А4

Оригинал-макет подготовлен на кафедре технологии металлов НИУ «МЭИ»

при участии Издательства МЭИ

111250, г. Москва, ул. Красноказарменная, д.14

Интернет сайт: <http://ebw.mpei.ru/>

E-mail: EBW2025@mail.ru

Минимальные системные требования:

Наличие программного обеспечения Adobe Reader 9 или выше

ОС: Windows XP/Vista/Seven/8/10

ТЕТА

ПРОИЗВОДСТВО ОБОРУДОВАНИЯ
ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ



ПРОГРЕСС

НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

ПРОИЗВОДСТВО СВАРОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ
ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ, АРГОНОДУГОВОЙ И
КОНТАКТНОЙ СВАРКИ



ЖУРНАЛ «СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО»



НОВЫЕ СПОСОБЫ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ
ФОРМИРОВАНИЯ ШВА ПРИ ЭЛС



ТЕХНОЛОГИИ
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ
СВАРКИ
И ДИАГНОСТИКА МАТЕРИАЛОВ



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

МЭИ