Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ НТУУ «Киевский политехнический институт им. И. Сикорского» Международная Ассоциация «Сварка»

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU National Technical University of Ukraine «KPI Igor Sikorsky» International Association «Welding»

ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

BEAM TECHNOLOGIES IN WELDING AND MATERIALS PROCESSING

Сборник трудов Девятой международной конференции 9–13 сентября 2019 г., Одесса, Украина

Proceedings of the Ninth International Conference 9–13 September, 2019, Odessa, Ukraine

Под редакцией профессора И. В. Кривцуна

Edited by Prof. I. V. Krivtsun



Организатор конференции Международная Ассоциация «Сварка»

Organizer of the Conference International Association «Welding» (2019) **Лучевые технологии в сварке и обработке материалов:** Сб. докл. Девятой межд. конф. / Под редакцией проф. И.В. Кривцуна. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2019. — 126 стр. (электронное издание http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp2019.pdf).

В сборнике представлено 21 доклад Девятой международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» (9–13 сентября 2019 г., Одесса, Украина), в которых отражены достижения за последние годы в области электронно-лучевых и лазерных технологий при сварке, наплавке, 3D печати, обработке материалов и в специальной электрометаллургии. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из Украины, Словакии и Китая. Для научных и инженерно-технических работников.

Организаторы конференции выражают благодарность:

- Центру электронно-лучевой сварки ИЭС им. Е.О. Патона,
- Китайско-украинскому институту сварки им. Е.О. Патона,
- Международному центру электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е.О. Патона,
- ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона,
- ООО «Технологии высоких энергий»,
- ООО «Червона хвиля»

за оказанную помощь в проведении конференции.

Информационные партнеры конференции:



Издательский проект: А.Т. Зельниченко

Компьютерная верстка: Т.Ю. Снегирева, Д.И. Середа

Издательский Дом «Патон» — издание журналов, книг, тематических сборников, трудов конференций и другой печатной продукции в области сварки и родственных процессов. www.patonpublishinghouse.com

Свидетельство серия ДК, № 3497 от 4 июня 2009 г.

Доклады публикуются в авторской редакции.

На первой странице обложки приведена фотография интегрированного плазмотрона для лазерно-микроплазменной сварки в руке робота KUKA KR30HA.

© Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, 2019

© Международная Ассоциация «Сварка», 2019

Подписано в печать 20.12.2019. Формат 60×84/8. Гарн. Таймс. Усл.-п. л. 14,65.

СОДЕРЖАНИЕ

<i>Аджамский С.В., Кононенко А.А.</i> Закономерности влияния параметров процесса выборочного лазерного плавления (SLM) на формирование единичного слоя из жаропрочного никелиевого сплава Inconel 718	5
<i>Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К.</i> ЭЛС и локальная термообработка экономнолегированных титановых сплавов на основе β-фазы	2
<i>Ахонин С.В., Марковский П.Е., Березос В.А.</i> Электронно-лучевая плавка экономнолегированных сплавов на основе титана	6
<i>Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Ерохин А.Г.</i> Формирование расходуемых электродов из губчатого титана методом электронно-лучевого оплавления	2
Ахонин С.В., Фирстов С.А., Северин А.Ю., Кузьменко Н.Н., Березос В.А., Кулак Л.Д. Электронно- лучевая плавка жаропрочных титановых сплавов системы Ti–Si–Al–Zr–Sn	6
Бернацький А.В., Шелягін В.Д., Сіора О.В., Сидорець В.М., Берднікова О.М. Аналіз впливу просторового положення при лазерному зварюванні на рівень якості зварних з'єднань зі сталі AISI 321	51
Головко Л.Ф., Романенко В.В., Блощицин М.С., Салій С.С., Саленко А.О. Особливості застосування комбінованих лазерно-ливарних процесів при виготовленні біметалів	8
<i>Григоренко С.Г., Белоус В.Ю., Таранова Т.Г., Вржижевский Э.Л.</i> Влияние режимов электронно- лучевой сварки на структуру и свойства сварных соединений жаропрочного псевдо-α-титанового сплава	1
Drimal D., Kasencak M., Kolenic F., Kramarcik A., Kovac L. Pecularities of electron beam welding of hot-rolled aluminum-lithium alloys	4
Кривцун И.В., Коржик В.Н., Хаскин В.Ю., Ло З., Илляшенко Е.В. Гибридная лазерно-микро- плазменная сварка нержавеющих сталей	9
<i>Кузьмичев А.И., Устинов А.И., Руденко А.Э., Дрозд И.М.</i> Гибридные системы для электронно- лучевого испарения и ионного распыления	6
Литвин С.Е., Курапов Ю.А., Важничая Е.М., Стельмах Я.А., Романенко С.М., Оранская Е.И. Синтез наночастиц оксида железа методом электронно-лучевого осаждения в вакууме	3
<i>Міленін О.С., Великоіваненко О.А., Козлітіна С.С., Кандала С.М., Бабенко А.Є.</i> Чисельне прогнозування стану балкових виробів різної товщини при пошаровому формуванні електронно-променевим наплавленням	1
<i>Мужиченко О.Ф., Махненко О.В., Носенко О.П.</i> Зварювальні деформації труб квадратного перетину при різних процесах зварювання	51
<i>Матвейчук В.А., Нестеренков В.М., Русыник М.О.</i> Специализированное технологическое электронно-лучевое оборудование для реализации аддитивного процесса послойного изготовления изделий из металла с применением порошковых материалов	34

<i>Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О., Янко Т.Б., Дмитренко А.Е.</i> Микроструктура сплавов титана ВТ20, полученных методом послойной электронно-лучевой наплавки с применение отечественных порошковых материалов	ем . 89
Позняков В.Д., Завдовєєв А.В., Денисенко А.М. Дослідження впливу режимів імпульсно-дугового зварювання в захисних газах на умови протікання термічних циклів і особливості формування швів в зварних з'єднаннях високоміцних сталей виконаних високолегованими зварювальними матеріалами	. 95
Салій С.С., Головко Л.Ф., Романенко В.В., Блощицин М.С. Дослідження лазерно-ливарного процессу виготовлення біметалів різного функціонального призначення	100
Хаскин В.Ю., Коржик В.Н., Донг Ч., Илляшенко Е.В. Повышение эффективности лазерных сварочных процессов путем сканирования фокуса излучения	103
Хаскин В.Ю., Коржик В.Н., Цай Д., Хан Ш., Илляшенко Е.В. Устранение хампинг-эффекта при лазерно-дуговой сварке сталей повышенной прочности	110
Яковчук К.Ю., Микитчик А.В., Рудой Ю.Э., Луговской Ю.Ф. Влияние конденсационных многослойных защитных покрытий на сопротивление усталости образцов из сплава ВТ6	115
Конференция LTWMP-2019	123
Именной указатель	125

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ВЫБОРОЧНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ (SLM) НА ФОРМИРОВАНИЕ ЕДИНИЧНОГО СЛОЯ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛИЕВОГО СПЛАВА Inconel 718

С.В. АДЖАМСКИЙ^{1, 2}, А.А. КОНОНЕНКО^{2, 3}

¹Днепропетровский национальный университет им. О. Гончара, Днепр ²LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», Днепр ³Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, Днепр

Аддитивные технологии — обобщенное наименование группы технологий, которые предполагают изготовление изделий по цифровым моделям методом послойного добавления материала. При этом, получение изделия происходит шаг за шагом, посредством формирования слоя материала, его отверждения или фиксации в соответствии с данными 3D модели и соединении с предыдущим слоем. В качестве источника энергии может выступать электронный или лазерный луч.

Есть различные аддитивные производственные процессы, такие как выборочное лазерное плавление, прямое лазерное осаждение, электронно-лучевое плавление, подача проволоки, моделирование осаждения формы, ультразвуковое уплотнение, вихревое переплетение и свободная форма трения для изготовления металлических компонентов.

В первую очередь интерес к аддитивным технологиям и непосредственной «печати» или выращиванию металлических деталей, в качестве альтернативы традиционным технологиям, возник в авиации, космической промышленности, медицине и энергетическом машиностроении. При этом, основным движущим фактором являлась экономическая целесообразность. Особенно это касается единичных сложных изделий, производство которых традиционными методами оказывается существенно дороже, чем посредством аддитивных технологий.

Преимущества аддитивных технологий:

• Улучшенные свойства готовой продукции. Благодаря послойному построению, изделия обладают уникальным набором свойств. Например, детали, созданные на металлическом 3D-принтере по своим механическим свойствам, плотности, остаточным напряжениям и другим свойствам превосходят аналоги, полученные с помощью литья или механической обработки.

• Большая экономия сырья. Аддитивные технологии используют практически то количество материала, которое нужно для производства изделия. Тогда как при традиционных способах изготовления потери сырья могут составлять до 80–85 %. Построение происходит с помощью послойного добавления в «тело» изделия необходимого количества материала. 97–99 % незадействованного при построении порошка после просеивания пригодно к повторному использованию. 3–9 % материала, задействованного на построение поддержек, утилизируется вместе с некондиционным несплавленным порошком, не прошедшим операцию просеивания.

• Возможность изготовления изделий со сложной геометрией. Оборудование для аддитивных технологий позволяет производить предметы, которые невозможно получить другим способом. Например, деталь внутри детали. Или очень сложные системы охлаждения на основе сетчатых конструкций (этого не получить ни литьем, ни штамповкой).

• Мобильность производства и ускорение обмена данными. В основе аддитивных технологий лежит компьютерная модель будущего изделия, которую можно передать в считанные минуты на другой конец мира — и сразу начать производство.

• Высокая точность и повторяемость.

• Сокращает цикл научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ, обеспечивая создание сложнопрофильных деталей без использования оснастки.

• Позволяет уменьшить массу за счет создания объектов с внутренними полостями.

• Технология позволяет работать с широким ассортиментом металлопорошковых композиций: нержавеющими и инструментальными сталями, алюминием, титаном, никелевыми, кобальт-хромовыми, медными сплавами, и многими другими.

•Аддитивные технологии, также, имеют и некоторые свои недостатки, в частности:

• Качество поверхности изделий, их размерная точность и минимальная толщина элементов в значительной степени зависят от конкретного метода и технологических параметров процесса.



Рис. 1. Формирование слоев в направлении роста детали (а), подгруппы треков (б)

• Необходимость изготовления вместе с деталью поддерживающих конструкций с последующим их удалением.

• Зависимость структуры и свойств от направления выращивания, конкретной технологии и оборудования.

• Ограниченные размеры изделий (ограничивается рабочей камерой или областью оборудования).

Однако, несмотря на эти недостатки, удобство использования аддитивных технологий подтверждено многочисленными исследованиями и применениями в реальных областях промышленности.

Метод выборочного лазерного плавления (SLM) — инновационная технология производства сложных изделий посредством лазерного плавления металлического порошка по математическим 3D моделям. Данный процесс успешно заменяет традиционные методы производства, так как физико-механические свойства изделий, построенных по технологии SLM, зачастую превосходят свойства изделий, изготовленных по традиционным технологиям, поэтому эта технология является одной из самых популярных и успешных с использованием порошка.

При выборочном лазерном плавлении соединение металлического порошка достигается путем плавления и затвердевания небольшого объема материала в дорожке с использованием одного или нескольких мощных лазеров. Другими словами, лазерный луч сканирует слой порошка и плавит частицы порошка под пучком и создает небольшую ванну расплавленного металла и тонкий трек затвердевшего металла позади. При повторении одиночных треков с четко определенным перекрытием (расстояние между треками), создается слой поперечного сечения. При повторении этого послойного осаждения строится вся деталь. Управляет работой установки и всего процесса компьютер, на котором загруженная математическая модель проходит несколько стадий подготовки с созданием поддерживающих структур, траекторий и методик сканирования лучом каждого сгенерированного слоя модели, настройки технологического процесса для работы с тем или иным выбранным материалом, и т.п. Процесс построения изделий происходит в камере SLM машины, заполненной инертным газом — аргоном или азотом в зависимости от типа порошка, из которого происходит построение, при ламинарном его течении. Допустимое содержание кислорода — менее 0,15 %. Практически полное отсутствие кислорода позволяет избегать окисления расходного материала, что делает возможной печать такими материалами, как алюминий и титан.

Слои в зависимости от геометрии разбивается на зоны, каждой зоне присваивается индивидуальный идентификатор, согласно которому строятся траектории движения и устанавливаются параметры лазерного луча. Данные идентификаторы можно разнести на три основные группы: *нижний слой (down-skin)*, внутренний слой (*in-skin*), верхний слой (*up-skin*) (рис. 1, *a*). При этом в каждой группе создаются свои подгруппы: заливка (hatches), контур (border), постконтур (fill border) как показано на рис. 1, б.

Перемещение луча лазера осуществляется с помощью системы зеркал на быстродействующем приводе, однако одной из проблем технической стороны процесса является обеспечение стабильности диаметра пятна лазерного луча. Диаметр пятна определяется как диаметр в перетяжке пучка, который составляет 86,5 % от общей мощности и соответствует диаметру пучка 1/е² в рабочей плоскости для гауссовых пучков. Он зависит от источника света (длина волны лазера и качество сопряженного лазерного луча), а также от апертуры и фокусного расстояния сканирующей системы. В результате формируется криволинейная фокусная поверхность, радиус которой соответствует фокусному расстоянию системы. Существует принципиально два разных подхода к решению этой проблемы: применение корректирующих F-Theta линз и управление перемещением лазера по оси *z*.

С материаловедческой точки зрения проблемой SLM -технологии является обеспечение требуемой микроструктуры синтезированного материала, уменьшение пористости получаемого материала, характерной для данной технологии. Значения пористости зависят от используемого материала, параметров режима сплавления, качества исходного порошка и т.д. Значения пористости для алюминиевых сплавов могут достигать 4–5 %, для титановых сплавов — до 2 %, для сталей и никелевых сплавов — менее 0,2 %. В изделиях, полученных по технологии выборочного лазерного плавления, могут присутствовать дефекты. Главным образом это поры и микротрещины.

Существует два типа пор: «поры круглой формы» и «поры неправильной формы (отсутствие слияния)» [1]. Круглые поры образуются по таким основным причинам: атмосферный газ, встроенный в расплавленную ванну, и газ, смешанный с порошком, который не успевает высвободиться из расплавленной ванны до затвердевания. Пузырьки газа в жидкости имеют сферическую форму, которую они сохраняют и после затвердевания металла [2, 3]. Другой причиной является захват газа внутри частиц порошка в процессе распыления газа [4]. Однако основным дефектом является неправильная пора, которая образуется из-за нестабильной формы расплавленной ванны или в результате недостаточного проплавления порошкового слоя. В результате, в местах, где частицы расплавились не полностью, либо не произошло «слияния» расплавленных частиц порошка с ранее обработанным слоем образуются плоские поры, расположенные перпендикулярно направлению выращивания [2, 5–7]. Поры второго вида оказывают значительно большее влияние на механические свойства материала вследствие их большего размера, а также их плоской формы [3, 5]. Для уменьшения пористости в конечных изделиях ответственного назначения применяется горячее изостатическое прессование, во многих случаях позволяющее существенно повысить качество изделий после SLM [8].

Большая мощность и локализованность источника нагрева и высокая скорость его перемещения способствуют образованию больших тепловых градиентов в металле после построения методом SLM. Хотя эти тепловые градиенты напрямую влияют на образующуюся микроструктуру металла, они также способствуют образованию больших термических напряжений, которые могут быть достаточно большими и приводить к короблению изделий и изменению их механических свойств. Остаточные напряжения, обычно, не учитываются напрямую, а рассматриваются как скрытый параметр, а иногда и не учитываются вовсе.

Эти дефекты оказывают существенное влияние на механические свойства, такие как пластичность при испытании на растяжение, вязкость разрушения и усталостная прочность. Для получения качественных изделий необходимо подбирать параметры изготовления таким образом, чтобы сводить к минимуму образующиеся несплошности в металле. Структура и свойства конечного изделия, полученного методом выборочного лазерного плавления, зависят от большого количества технологических параметров. На сегодняшний день выделяют до 120 различных факторов, влияющих на качество и эксплуатационные характеристики получаемых объектов [9, 10]. Разнообразие влияющих факторов показывает сложность физических процессов, протекающих при SLM, и необходимость научно обоснованного выбора оптимальных значений основных технологических параметров. Среди наиболее важных из них можно назвать мощность лазерного излучения, скорость сканирования лазерного луча по поверхности порошка, толщину насыпанного слоя порошка, расстояние между проплавляемыми треками, диаметр фокусного пятна лазера, стратегию плавления, т.е. траекторию движения лазерного луча, а также химический состав, структуру и дисперсность исходного порошка.

Пористость считается одной из главных проблем объектов, получаемых методом СЛП. Однако, обеспечив постоянство геометрических характеристик каждого отдельного трека, таких как ширина, высота, диаметр и его хорошую адгезию с предыдущим слоем, которая определяется глубиной проплавления, возможно получение объектов с пористостью менее 1 %.

Трек с постоянной геометрической формой, без разрывов по всей длине и с проплавлением в подложку называется стабильным. Для получения объектов с минимальной пористостью требуется кристаллизация стабильных треков.

На первом этапе изучалось влияние следующих параметров: мощность лазера и скорость его перемещения на размеры и форму единичных треков. Данный набор варьируемых параметров был выбран ввиду их непосредственного вклада в объемную плотность энергии и вследствие возмож-



Рис. 2. Микроструктура единичного слоя при мощности лазера 140 Вт и скорости сканирования: a - 1000 мм/с (E = 28Дж/мм³); $\delta - 950$ мм/с (E = 31Дж/мм³); $\delta - 850$ мм/с (E = 33Дж/мм³)

ности их одновременного варьирования при изготовлении набора образцов. При этом интервалы варьирования параметров составляли: для мощности лазера — 50–400 Вт с шагом 30 Вт, для скорости лазера — 450–1000 мм/с с шагом 50 мм/с. При этом толщина наносимого порошкового слоя составляла 50 мкм.

Был проанализирован внешний вид и геометрические параметры единичных треков, полученные в ходе эксперимента. При малой мощности не происходило сплавления порошка с подложкой. При большой скорости сканирования наблюдали эффект образования шариков или комков. При большой мощности расплав кипит, и давление его пара вызывает искажение спекаемых дорожек. Исследовали микроструктуру поперечного сечения единичных треков. По результатам эксперимента были установлены режимы, обеспечивающие формирование ванны расплава оптимальной геометрии: глубина зоны плавления должна превышать толщину слоя примерно в полтора — два раза, соотношение глубины к ширине трека должно быть на уровне от 1 до 1,5:

P = 110 BT, V = 450-500 MM/c; P = 140 BT, V = 600-700 MM/c; P = 170 BT, V = 600-700 MM/c; P = 200 BT, V = 650-800 MM/c; P = 230 BT, V = 800-950 MM/c.

В литературе, для оценки энергетического вклада источника нагрева используется объемная плотность энергии, поскольку она позволяет учесть вклад основных технологических параметров выборочного лазерного плавления и их влияние на сплавляемый материал [11, 12]. Для расчета объемной плотности энергии использовано следующее уравнение:

$$E = P/(Vdt) \tag{1}$$

где E — плотность энергии, Дж/мм³; P – мощность лазера, Вт; V — скорость сканирования лазером, мм/с; d — толщина слоя, мм; t — расстояние между проходами лазера, мм.

Плотность энергии должна быть такой, чтобы обеспечить полное переплавление порошка и его сплавление с подложкой. Однако, как видно из приведенных данных, удельная объемная энергия указанных режимов при расчете для интервала между треками 0,1 мм и толщине слоя 50 мкм изменяется в широком диапазоне: от 44 до 61 Дж/мм³. Кроме того, при создании единичного слоя происходит перекрытие соседних треков, в результате чего расплавленная ванна создаваемого трека получает дополнительное термическое воздействие от остывающего металла предыдущего трека, что будет влиять на его геометрию, свойства и структурообразование. В эксперименте были рассчитаны режимы с удельной объемной энергией на 30 % меньше от оптимальных для единичных треков.

Цель эксперимента: уточнить режимы, обеспечивающие стабильную качественную печать единичного слоя и объемных образцов для соблюдения оптимальности геометрии ванн треков



Рис. 3. Микроструктура единичного слоя при мощности лазера 200 Вт и скорости сканирования: a - 800 мм/с (E = 50Дж/мм³); $\delta - 750$ мм/с (E = 53Дж/мм³); $\epsilon - 700$ мм/с (E = 57Дж/мм³)

в единичных слоях и минимальной пористости в объемных образцах.

В эксперименте создавали единичные слои из шести единичных треков, напечатанных с интервалом 0,1 по траектории zig-zag. Единичные слои, изготовленные по рассчитанным режимам с энергией, уменьшенной относительно оптимальных для единичных треков имели нестабильную форму. Особенно это было выражено для первого трека. При увеличении удельной объемной энергии внешне треки имели стабильную форму. Были выполнены микроструктурные исследования в поперечном сечении образцов. На рисунках можно видеть, что при уровне энергии 28-33 Дж/мм³ количества энергии оказывалось недостаточно для качественного перекрытия соседних треков (рис. 2), а при уровне удельной энергии выше 48-50 Дж/мм³ глубина проплавления соседних треков становилась неравномерной (рис. 3).

После кристаллизации трека рядом с ним есть области, обедненные порошком. Поэтому при плавлении соседнего трека было использовано меньшее количество порошка, что привело к уменьшению его высоты. Кроме того, коэффициенты поглощения и отражения лазерного излучения у порошка и переплавленного материала значительно отличаются, что оказало дополнительное влияние на физику процесса.

В работе определяли среднюю глубину и ширину трека в единичном слое. На рис. 4 приведены результаты исследования. Установлена функциональная зависимость глубины трека от удельной объемной энергии с достаточным уровнем коэффициента достоверности аппроксимации. Получено уравнение, с помощью которого был определен оптимальный уровень энергии, необходимый для обеспечения проплавления на величину не более 2-х слоев. Он составил 39 Дж/мм³.

Для этого уровня энергии среднее соотношение глубины к ширине треков находится на оптимальном уровне. На рис. 5 показана микроструктура единичных слоев с оптимальным уровнем



Рис. 4. Геометрические параметры трека в единичном слое при различном уровне удельной объемной энергии

энергии, перекрытие соседних треков и их глубина проплавления равномерные.

При анализе объемных образцов, изготовленных по таким же режимам, как и единичные слои, подтверждается вывод об оптимальном уровне удельной объемной энергии 38–40 Дж/мм³. Показано, что при большем уровне энергии реализуются условия глубокого проплавления, а при меньшей объемной энергии не обеспечивается гарантированного перекрытия соседних треков (рис. 6).

Однако, нашими предыдущими исследованиями для единичных треков было установлено, что интенсивность влияния скорости сканирования на их



Рис. 5. Микроструктура единичного слоя при мощности лазера 170 Вт и скорости сканирования: a - 900 мм/с (E = 38Дж/мм³); $\delta - 850$ мм/с (E = 40Дж/мм³); $\epsilon - 700$ мм/с (E = 48Дж/мм³)







Низкий уровень объемной энергии



P = 110 W, V = 700 mm/s (E = 31)

Рис. 6. Микроструктура объемных образцов, изготовленных при различных уровнях объемной мощности лазера

геометрические параметры существенно выше, чем мощности лазера. А одного и того же уровня объемной энергии можно достигать различным сочетанием мощности лазера и скорости сканирования. Установлению предпочтительного способа достижения оптимального уровня подводимой энергии будут посвящены дальнейшие исследования.

Выводы

В результате исследований определены оптимальные значения скорости сканирования, мощности лазера для сплава INCONEL 718 с точки зрения

получения стабильного единичного трека при условии формирования ванны расплава глубиной до двух слоев.

Уточнены оптимальные режимы процесса для сплава INCONEL 718 для получения единичных слоев с геометрией треков, соответствующей заданным условиям: средняя глубина треков до двух слоев, среднее соотношение глубины к ширине трека — до 1,5.

Установлена зависимость средней глубины трека единичного слоя от удельной объемной энергии, установлен оптимальный уровень данной характеристики.

Подтверждены результаты по оптимальному уровню удельной объемной энергии, полученные при исследовании единичных слоев на объемных образцах: при реализации оптимальных режимов получены образцы максимальной плотности.

- 1. Thijs L., Verhaeghe F., Craeghs T. et al. (2010) A study of the micro-structural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V. *Acta Mater.*, 58(9), 3303–3312.
- 2. Simonelli M., Tse Y.Y., Tuck C. (2014) Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti–6Al–4V. *Materials Science and Engineering A*, **616**, 1–11.
- Frazier W.E. (2014) Metal additive manufacturing: A review. Journal of Materials Engineering and Performance, 23(6), 1917–1928.
- Parimi, Lakshmi L.; A., Ravi G.; Clark, Daniel; Attallah, Moataz M. (2014) Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. *Mater. Charact.*, 89, 102–111.
- 5. Wu M.W., Lai P.H., Chen J.K. (2016) Anisotropy in the impact toughness of selective laser melted Ti–6Al–4V alloy. *Materials Sci. and Engineering A*, **650**, 295–299.

- 6. Chlebus E. et al. (2011) Microstructure and mechanical behaviour of Ti–6Al–7Nb alloy produced by selective laser melting. *Materials Characterization*, 62(5), 488–495.
- 7. Vilaro T., Colin C., Bartout J.D. (2011) As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti–6Al–4V alloy processed by selective laser melting. *Metallurgical and Materials Transac. A*, 42(10), 3190–3199.
- Qiu C., Adkins N.J.E., Attallah M.M. (2013) Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti–6Al–4V. *Materials Sci. and Engineering A*, 578, 230–239.
- 9. Santos E.C. et al. (2006) Rapid manufacturing of metal components by laser forming. *Int. J. of Machine Tools & Manufacture*, **46**, 1459–1468.
- Zakiev S. et al. (2006) Modelling of the thermal processes that occur during laser sintering of reacting powder compositions. *Appl. Phys. A.*, 84, 123–129.
- Meier H., Haberland C. (2008) Experimental studies on selective laser melting of metallic parts. *Materialwissen*schaft und Werkstofftechnik, 39,(9), 665–670. DOI: 10.1002/ mawe.200800327.
- Islam M., Purtonen T., Piili H. (2013) Temperature profile and imaging analysis of laser additive. *Physics Procedia*, 41, 828–835.

Національна академія наук України Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Міжнародна конференція Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах

Присвячується 150-річчю від дня народження акад. Є.О.Патона – засновника першого в світі інституту зварювання

Одеса, Україна, готель «Аркадія» 14-18 вересня 2020 р.

Тематика конференції

1. Математичне моделювання:

 процесів переносу енергії, імпульсу, маси та заряду в зварювальних дугах;

- теплових, електромагнітних, гідродинамічних та масообмінних процесів, що відбуваються при зварюванні, наплавленні та нанесенні покриттів;

- пружно-деформованого стану зварних конструкцій;

 кінетики твердофазних перетворень в зоні термічного впливу;

- кристалізації металу зварного шва та утворення хімічної неоднорідності;

 - формування зварного шва, нагріву, плавлення та переносу електродного металу;

- взаємодії висококонцентрованих джерел енергії з металом, що зварюється;

 впливу зовнішніх подій (магнітного поля, модуляції струму, активуючих факторів та ін.) на процес зварювання; - ідентифікації дефектів при неруйнівних методах контролю зварних з'єднань.

2. Інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах:

- банки даних «склад – мікроструктура – властивості» в зоні термічного впливу зварного з'єднання;

- бази даних властивостей конструкційних матеріалів та захисних газів;

 - інформаційно-розрахункові системи для вибору зварювальних матеріалів та режимів зварювання;

- програмні системи для розрахунку рівнянь математичної фізики в зварюванні та споріднених процесах.

Організаційний комітет

IE3 ім. Є.О. Патона, НАН України, вул. Казимира Малевича 11, м. Київ, 03150, Україна тел./факс: (38044) 200-82-77 E-mail: journal@paton.kiev.ua http://pwi-scientists.com/ukr/mmi2020

ЭЛС И ЛОКАЛЬНАЯ ТЕРМООБРАБОТКА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ β-ФАЗЫ

С.В. АХОНИН, В.Ю. БЕЛОУС, Р.В. СЕЛИН, Э.Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ, И.К. ПЕТРИЧЕНКО Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

Важнейшим преимуществом псевдо-β-сплавов титана является их высокая прочность, а к недостаткам — высокая стоимость сплавов и легирующих элементов. Для снижения стоимости сплавов на основе β-фазы разработаны экономнолегированные сплавы, такие как LCB, Timetal 125 [1, 2]. Этот класс титановых сплавов перспективен для применения в недорогих конструкциях. Особенностью недорогих псевдо-в-сплавов является их высокая пластичность, которая позволяет подвергать их интенсивной холодной деформации. Псевдо-β- и β-титановые сплавы при обработке на твердый β-раствор по сравнению с α- или α + β-сплавами, имеющих равную границу текучести, имеют значительно более высокую пластичность и вязкость разрушения, а также большую деформационную способность при различных видах нагрузки. В то же время, их прочностные могут быть существенно повышены за счет старения, которое приводит к распаду В-твердого раствора и выделению упрочняющих фаз. В перспективе это позволит получить листовые полуфабрикаты из сплавов на основе титана с высокими эксплуатационными свойствами, из таких сплавов были изготовлены цилиндрические тонкостенные емкости; тарельчатые пружины. При этом важной задачей для применения экономнолегированных



Рис. 1. Схема сканирования сварного соединения экономнолегированного псевдо-β титанового сплава Ti–5,1Mo–4,8Fe– 2,7Al, при локальной электронно-лучевой термообработке (750 °C, 10 мин) и предварительном подогреве

сплавов является разработка технологии сварки и режимов термической обработки соединений экономнолегированных сплавов, которые должны обеспечить оптимальный фазовый состав и уровень прочности соединений. Электронно-лучевая сварка позволяет совместить такие технологические операции как сварка и термическая обработка, что позволяет обеспечить высокое качество получаемых соединений [3]. Предварительный подогрев [4] сварных соединений и локальная термообработка достаточно эффективный технологический прием, который используют при сварке высокопрочных сталей и сплавов [5].

В работе изучались свойства соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой, влияние режимов локальной термообработки в вакуумной камере, сварных соединений экономнолегированного псевдо-β титанового сплава типа LCB систем Ti–5,1Mo–4,8Fe–2,7A1 и Ti–6,3Mo–4,4Fe–1,5A1. Определены свойства соединений сплава типа LCB, выполненные ЭЛС.

Целью работы является определение влияния режима сварки, предварительного подогрева, локальной термообработки на свойства сварных соединений экономнолегированного псевдо-β-титанового сплава типа LCB системы Ti–Mo–Fe–Al, выполненных ЭЛС.

Выполняли сварку образцов размером 230×120×10 мм. Электронно-лучевую сварку осуществляли на модернизированной установке УЛ-144, оснащённой энергоблоком ЭЛА 60/60. Предварительный нагрев осуществлялся до температуры 400 °С, контроль температуры осуществлялся с помощью термопар, прикрепленных с корневой стороны шва. Подробно методика предварительного подогрева описана в работе [6]. Схема локальной термической обработки представлена на рис. 1. Мощность электронного луча в процессе ЛТО составляла около 2 кВт, ширина зоны подогрева составляла 20 мм, и подвергалась корректировке для поддержания температуры в зоне обработки на уровне 750 °С. При предварительном подогреве мощность электронного луча в процессе составляла около 1,8 кВт, ширина зоны

© С.В. АХОНИН, В.Ю. БЕЛОУС, Р.В. СЕЛИН, Э.Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ, И.К. ПЕТРИЧЕНКО, 2019

№ образеца	Наименование сплава	Система сплава	K_{eta}	[Mo] _{экв} , %	[Al] _{экв} , %	Временное сопротивление разрыву, МПа
1	BT6	Ti-6Al-4,5V	0,21	2,4	9,8	940
2	BT23	Ti-4,5Al-2Mo-4,5V-0,6Fe-1Cr	0,6	6,6	8,3	1063
3	BT22	Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr	0,96	10,6	8,8	1293
4	BT19	Ti-3Al-5,5Mo-3,5V-5,5Cr-1Zr	1,31	14,4	7,1	1384
5	LCB-5,1	Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al	1,12	12,4	6,3	1244
6	LCB-6,3	Ti-6,3Mo-4,4Fe-1,5Al	1,14	12,6	5,3	1182

Таблица 1. Расчетная прочность, К_в и эквиваленты молибдена и алюминия некоторых титановых сплавов

Таблица 2. Свойства сварных соединений титанового сплава системы Ti-Mo-Fe-Al, выполненных ЭЛС

N₂	Тип образца, скорость сварки, термообработка	Временное сопротивление	Предел текучести,	Относительное	Ударная вязкость металла шва КСV, Дж/см ²	
образеца		разрыву, МПа	МПа	удлинение, %	Металл шва	3TB
1	Основной металл Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al	1015	939	2,9	3,	57
2	Сварное соединение, Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al	960	921	3,8	6,4	3,7
3 Л11	Сварное соединение, Ті–5,1Мо–4,8Fе–2,7Аl, предварительный подогрев 400 °С	992	959	5,1	5,4	3,5
4 Л12	Сварное соединение, Ті–5,1Мо–4,8Fе–2,7Al, предварительный подогрев 400 °C, ЛТО 750 °C 10 мин	997	964	6,5	4,6	5,3
5	Основной металл, Ті-6,3Мо-4,4Fe-1,5Аl	1187	1145	12,7	6	,5
6	Сварное соединение, Ті-6,3Мо-4,4Fe-1,5Al	1068	1033	5,1	3,2	2,4

подогрева составляла 20 мм, температура в зоне обработки на уровне 400 °C.

Сварку выполняли на режиме: $U_{\rm уск} = 60$ кВт, $I_{\rm луча} = 90$ мА, скорость сварки 7 мм/с. Оба исследованных сплава относятся у группе псевдо- β титановых сплавов, коэффициент стабилизации β -фазы (K_{β}) составляет 1,12–1,14 что меньше чем у высокопрочного сплава ВТ19 [7] при этом сплав Ti–5,1Mo–4,8Fe–2,7Al имеет большую расчетную прочность про сравнению со сплавом Ti–6,3Mo–4,4Fe–1,5Al (табл. 1). Сплав Ti–5,1Mo–4,8Fe–2,7Al и Ti–6,3Mo–4,4Fe–1,5Al позволяют применять термические обработки при более низких температурах по сравнению с высокопрочными двухфазными сплавами, такими как ВТ6, ВТ23 или T110 и T120 [8].

Механические свойства полученных сварных соединений приведены в табл. 2.

Анализ параметров соединений, позволил сделать вывод, что с влиянием предварительного нагрева ширина как лицевой части шва, так и его корня растут, а наименьшая ширина шва формируется при отсутствии предварительного нагрева, радиус корневого валика увеличивается, формирование корневого валика более плавное и качественное.

Основной металл псевдо- β -сплава Ti-5,1Мо-4,8Fe-2,7Al состоит из зерен β -фазы размером 10-70 мкм, в которых присутствуют дисперсные выделения α -фазы размером не больше 2–3 мкм, равномерно распределенные в объеме зерна (рис. 2, *a*). Количество β -фазы в ОМ в состоянии после проката составляет 71 % (табл. 3).

Металл шва сплава Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al, выполненного с применением предварительного подогрева 400 °C, состоит преимущественно из



Рис. 2. Микроструктура сварного соединения титанового сплава Ti-5,1Мо-4,8Fe-2,7Al, выполненного ЭЛС с применением предварительного подогрева 400 °С в состоянии после сварки: а — основной металл; б — металл шва; в — металл ЗТВ

№ образеца	Тип образца, скорость сварки, термообработка	Количество β-фазы, %
1	Основной металл Ті-5,1Мо-4,8Fе-2,7А1	71
2	Сварное соединение, Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al	87
3	Сварное соединение, Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al, предварительный подогрев 400 °C	74
4	Сварное соединение, Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al, предварительный подогрев 400 °C, ЛТО 750 °C 10 мин	72
5	Основной металл Ті-6,3Мо-4,4Fe-1,5Аl	68
6	Сварное соединение, Ті-6,3Мо-4,4Fe-1,5А1	85

Таблица 3. Количество β-фазы в ОМ и металле шва сварных соединений титанового сплава Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al и Ti-6,3Mo-4,4Fe-1,5Al, выполненных ЭЛС

β-фазы, при травлении четко выявляется дендритная структура при небольшом увеличении микроскопа. Дендритная структура и дисперсные выделения α-фазы вуалируют границы β-зерен, которые становятся видны при большем увеличении. В некоторых зернах шва наблюдается субструктура. В металле шва распределение дисперсных частиц α-фазы менее равномерно, чем в ОМ. Это связано с тем, что в литом металле шва определенные элементы локализуются по осям дендритов, а другие — в междендритных промежутках. Дисперсные α-частицы декорируют также границы субзерен (рис. 2, δ) (см. рис. 2, δ) с волосовидными границами, количество β-фазы 74 %.

В ЗТВ присутствуют как единичные мелкие β -зерна размером около 50 мкм, так и более крупные размером до 400 мкм. Внутризеренные дисперсные выделения α -фазы размером 1–7 мкм располагаются как в объеме зерна, так и образуют цепочки вдоль межзеренных границ и субграниц. Участок полного полиморфного превращения состоит из практически чистой β -фазы (рис. 2, *в*).

Прочность сварных соединений находится на уровне 91 % при этом структура неравновесная и требует применения термообработки получение однородной равномерной структуры.

Структура металла шва сплава Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al, выполненного с применением предварительного подогрева 400 °С и последующей ЛТО похожа на микроструктуру металла шва этого сплава, выполненного с применением одного лишь предварительного подогрева. При малом увеличении после травления проявляется дендритная структура литого металла шва (рис. 3,а). При большем увеличении видны границы β-зерен, декорированные дисперсными выделениями, очевидно, α-фазы. Такие же дисперсные частицы наблюдаются и в объеме зерен. Количество β-фазы в составляет 72 %.

Прочность сварного соединения находится на уровне 97 % от прочности основного металла в состоянии проката. Это позволяет сделать вывод об эффективности такого технологического приема как предварительный подогрев при сварке.

Дальнейший рост прочности сварных соединений ограничивается прочностью основного металла. Таким образом, применение ЭЛС в сочетании с локальной термической обработкой позволяет получить сварные соединения экономнолегированного титанового сплава, с уровнем прочности 98 % от прочности сплава в состоянии после проката.

Основной металл сварного соединения Ti– 6,3Mo–4,4Fe–1,5Al имеет однородную и более равномерную волокнистую структуру (рис. 4, a), состоящую из глобулярных и пластинчатых частиц α -фазы, вытянутых в направлении проката, размер глобулярных частиц составляет 1–2 мкм, длина пластин 2–5 мкм при толщине 1мкм. Металл шва сварного соединения Ti–6,3Mo–4,4Fe– 1,5Al в состоянии после сварки, имеет равномерную однородную структуру, состоящую из β-зерен



Рис. 3. Микроструктура сварного соединения титанового сплава Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al, выполненного ЭЛС с применением предварительного подогрева 400 °C в состоянии после ЛТО 750 °C, 10 мин: *а* — металл шва; *б* — металл ЗТВ



Рис. 4. Микроструктура сварного соединения титанового сплава Ti–6,3Мо–4,4Fe–1,5Al, выполненного ЭЛС, в состоянии после сварки: *а* — основной металл; *б* — металл шва

с мелкодисперсными выделениями в объеме зерен и вдоль границ (рис. 4, б), причем дисперсные частицы равномерно распределены по объему зерен. Размер мелкодисперсных частиц — 1мкм и меньше. Количество β-фазы в металле шва составляет 85 %. Прочность сварного соединения находится на уровне 89 % от прочности основного металла в состоянии проката.

Таким образом, применение ЭЛС в сочетании с предварительным подогревом и ЛТО позволяет получить равнопрочные сварные соединения экономнолегированного титанового сплава. Для того чтобы обеспечить однородную равномерную структуру во всех зонах сварного соединения необходимо применение дополнительного печного отжига.

Выводы

1. Установлено, что локальная термическая обработка в вакуумной камере при ЭЛС позволяет регулировать соотношение между α- и β-фазами в металле сварного соединения и снизить содержание метастабильной β-фазы в металле шва, что в ряде случаев позволяет отказаться от послесварочной печной термообработки.

2. Предварительный подогрев и последующая ЛТО при ЭЛС экономнолегированного титанового сплава Ti-5,1Mo-4,8Fe-2,7Al позволяют снизить содержание β-фазы в металле шва соединений до 71 %. 3. Применение ЭЛС в сочетании с предварительным подогревом и ЛТО позволяет получить сварные соединения экономнолегированного титанового сплава Ti–5,1Mo–4,8Fe–2,7Al прочность которых находится на уровне 98 % от прочности основного металла.

4. Для обеспечения однородной равномерной структуры сварных соединений необходимо применение печного отжига.

- 1. Titanium 95: Science and Technology. Proc. of 8th World Conf. on Titanium, Birmingham, UK, London, 1996.
- 2. Titanium 92: Science and Technology. Proc. of 7th World Conf. on Titanium, San Diego, California, USA, 1996.
- Гуревич С.М., Замков В.Н., Блащук В.Е. и др. (1986) Металлургия и технология сварки титана и его сплавов: Монография. Киев, Наукова думка.
- Лясоцкая В.С., Лысенков Ю.Т., Бирюков И.М. и др. (1981) Улучшение свойств сварных соединений сплавов ВТ9 путем локальной термической обработки электронным лучом. Сварочное производство, 11, 19–20.
- 5. Лясоцкая В.С., Лысенков Ю.Т. Герасименко А.В. и др. (1985) Влияние локальной термической обработки на структуру и свойства сварных соединений сплава ВТ6ч. *Авиационная промышленность*, **11**, 57–59.
- Вржижевский Э.Л., Сабокарь В.К., Ахонин С.В., Петриченко И.К. (2012) Влияние локальной термической обработки при ЭЛС титановых сплавов с силицидным упрочнением на механические свойства металла швов. *Автоматическая сварка*, 2, 21–24.
- 7. Хорев А.И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. *Технология машиностроения*, **6**.
- Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В и др. (2015) Структура и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов. *Автоматическая сварка*, 8, 16–19.

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ПЛАВКА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

С.В. АХОНИН¹, П.Е. МАРКОВСКИЙ², В.А. БЕРЕЗОС¹

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев ²Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев

В настоящее время в мире, наряду со стабильной тенденцией увеличения применения сплавов титана в различных отраслях промышленности, остается нерешенным вопрос высокой стоимости титана. В свою очередь стоимость данного продукта неразрывно связана с технологией его получения и обеспечением необходимых механических свойств производимых из титана сплавов. Сплавы титана, для увеличения уровня механических свойств, в своей основе имеют дорогие легирующие элементы, такие как: ванадий, цирконий, ниобий и т.п. Решить задачу уменьшения цены изделий из высокопрочных титановых сплавов можно путем применения концепции экономного легирования титановых сплавов, которая заключается в выборе таких легирующих элементов, которые имеют относительно небольшую стоимость и входят в состав самых доступных лигатур. Обычно такие сплавы выплавляют методом вакуумно-дуговой переплава, но в некоторых случаях по сечению слитка может наблюдаться неполная гомогенизация по наиболее тугоплавких легирующих элементах. Электронно-лучевая плавка позволяет без лишних трудностей не только плавить тугоплавкие элементы, но и рафинировать металл от нежелательных включений за счет применения промежуточной емкости, которая показала хорошие результаты при выплавке как технически чистого титана, так и сложнолегированных сплавов. В работе были изучены возможности выплавки сплавов экономнолегированных сплавов на основе титана с последующей горячей деформационной обработкой методами прессования и прокатки, и оценкой получаемых при этом микроструктуры и уровня механических свойств. Показано, что полученный методами электронно-лучевой плавки экономнолегированный сплав на основе титана, характеризуется высоким комплексом механических характеристик свойственных более легированным и более дорогим титановым сплавам.

В настоящее время разработка новых конструкционных материалов направлена в первую очередь на повышение удельных показателей, что связано с постоянно растущими требованиями к обеспечению заданного комплекса механических и эксплуатационных свойств. Титановые сплавы сочетают в себе высокие удельные значения прочности, характеристики сопротивления усталости и распространению трещин, коррозионной стойкости и др. [1, 2]. Однако, высокопрочные титановые сплавы имеют сложную систему легирования и содержат дефицитные и дорогие легирующие элементы, что обусловливает высокую цену полуфабрикатов из этих сплавов и препятствует их широкому использованию в народном хозяйстве.

Решить задачу уменьшения стоимости изделий из высокопрочных титановых сплавов можно путем применения концепции экономного легирования титановых сплавов, которая заключается в выборе таких легирующих элементов, которые имеют относительно небольшую стоимость и входят в состав доступных лигатур. К экономно легированным титановым сплавам можно отнести сплавы, не содержащие дорогих и дефицитных элементов (Zr, Nb, V и др.), и которые имеют в основе систем легирования относительно дешевые компоненты технической чистоты (Al, Fe, Mo, Si, O и т.д.). К преимуществам экономно легиро-

© С.В. АХОНИН, П.Е. МАРКОВСКИЙ, В.А. БЕРЕЗОС, 2019

ванных титановых сплавов следует также отнести широкие возможности использования лома и отходов титанового производства при выплавке. Сплавы данного класса могут широко применяться в различных отраслях промышленности: химической промышленности, энергетическом машиностроении, в изделиях бытовой техники и т.д.

Среди сплавов данного класса следует выделить сплав Ti-1,5(мас. %) Al-6,8Mo-4,5Fe, который был разработан компанией ТІМЕТ (США) как высокопрочный сплав метастабильного β-класса, характеризуемый в отожженном двухфазном состоянии прочностью не менее 1000 МПа и термически упрочняемый стандартной (с печным нагревом под закалку) термообработкой до 1400 МПа [3, 4]. Сплав относится к классу экономно легированных материалов, за счет использования в качестве шихты относительно дешевой железо-молибденовой лигатуры применяемой в производстве стали, и ему было присвоено название LCB (low cost beta, т.е. бета сплав низкой стоимости). Действительно, за счет использования такой лигатуры его стоимость ненамного превышала стоимость технически чистого титана [4]. Сплав с успехом был применен для изготовления высокопрочных изделий, в частности пружин для некоторых моделей автомобилей и снегоходов. Однако, учитывая его высокий потенциал с точки зрения возможности получения высоких значений прочности (свыше



Рис. 1. Внешний вид лабораторной электронно-лучевой установки УЭ-208 и технологическая схема процесса электронно-лучевой плавки: *1*–*4* — электронно-лучевые нагреватели; *5* — расходуемая шихтовая заготовка; *6* — промежуточная емкость; *7* — кристаллизатор; *8* — слиток; *9* — поддон

1500 МПа) в сочетании с достаточной пластичностью [5, 6], сфера его практического применения может быть значительно расширена.

Традиционно сплавы такого класса получают методом вакуумно-дуговой плавки (ВДП) и, за счет возможной неполной гомогенизации по наиболее тугоплавкому легирующему элементу молибдену, он предназначается главным образом, для не авиационного применения [3, 7]. Применение электронно-лучевой плавки позволяет без труда не только плавить тугоплавкие элементы, но и рафинировать металл от нежелательных включений и примесей за счет применения промежуточной емкости, что показывает хорошие результаты при выплавке как технически чистого титана, так и сложнолегированных сплавов [8, 9]. Целью данной работы было изучение возможности выплавки экономнолегированных сплавов с последующей горячей деформационной обработкой методами прессования и прокатки, и оценкой получаемых при этом микроструктуры и уровня механических свойств.

В ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины были проведены экспериментальные работы по выплавке слитков экономнолегированных сплавов Ti-1,5Al-6.8Mo-4.5Fe и Ti-1.5Fe-0,5O. Слитки Ø110 мм получали на установке УЭ-208 [8] по технологии ЭЛП с промежуточной ёмкостью и порционной подачей жидкого металла в водоохлаждаемый кристаллизатор (рис. 1).

В качестве исходных материалов были использованы листовой лом титана марки ВТ1-0, титановая губка марки ТГ-Тв и чистые легирующие компоненты в виде кускового алюминия, молибдена и железа. Для введения кислорода в сплав использовали диоксид титана.

Перед использованием в шихту, чистые металлы размельчались на куски размером не более 15 мм. Перед дроблением компоненты тщательно разбраковывались. На их поверхности и в изломе не допускалось налета окислов, шлаковых и окисных включений, не растворившихся составляющих и посторонних примесей. Все компоненты шихты взвешивали отдельно на электронных весах. Добавление алюминия в исходную шихтовую заготовку осуществлялось с учетом его потерь на испарение.

Подготовленная шихтовая заготовка загружалась в камеру плавки (рис. 2).

После загрузки шихты, установка вакуумировалась до уровня вакуума 10⁻² Па.

Процесс плавки осуществлялся следующим образом. Исходная шихта 5, с заданной скоростью подавалась толкателем в зону плавки (рис. 1). Электронные лучи, формируемые электронными пушками 1 и 2, производили плавление шихты. Жидкий металл, накапливаемый в промежуточной емкости 6, усреднялся по химическому составу, а также рафинировался от вредных примесей и включений. По мере накопления жидкого металла в промежуточной емкости 6 производился его слив с помощью электронного луча пушки 3 в медный водоохлаждаемый кристаллизатор 7, в котором формировался выплавляемый слиток 8. Жидкий расплав на поверхности получаемого слитка обогревался лучом



Рис. 2. Шихтовая заготовка для получения слитка: *а* — сплава титана Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe; *б* — Ti-1,5Fe-0,5O



Рис. 3. Процесс выплавки слитка Ø110 мм сплава титана: *а* — Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe; *б* — Ti–1,5Fe–0,5O

электронной пушки 4. По мере заполнения кристаллизатора до уровня 5 мм ниже его верхней кромки, производили вытягивание слитка на рабочей скорости. Вытягивание слитка производили на высоту заливаемой порции 5 мм, после чего возобновляли заполнение кристаллизатора. В стационарном режиме выплавляли слиток до полного сплавления исходной шихтовой заготовки (рис. 3).

В процессе плавки контролировались следующие технологические параметры: ускоряющее напряжение электронно-лучевых пушек, токи лучей, скорость подачи исходной шихты в зону плавки, скорость вытяжения слитка из кристаллизатора, температура охлаждающей воды.

В результате проведенных плавок были получены слитки сплавов титана Ti-1,5Al-6,8Mo-4.5Fe и Ti-1,5Fe-0,5O Ø110 мм (рис. 4).

Боковая поверхность выплавленных слитков после охлаждения в вакууме до температуры ниже 300 °С чистая, повышенная концентрация примесных элементов на поверхности в виде окисленного или альфированного слоя отсутствует. Глубина



Рис. 4. Внешний вид слитка Ø110 мм сплава титана: *а* — Ті– 1,5Al–6,8Mo–4,5Fe; *б* — Ті–1,5Fe–0,5O

поверхностных дефектов типа «гофр» составляла не более 2 мм, дефекты в виде разрывов, трещин или несплавлений отсутствовали.

Для оценки качества металла полученных слитков проводилось исследование химического состава образцов отобранных по длине слитка с верхней, средней и нижней частей. Анализ результатов химического состава металла слитка (табл. 1, 2) показал, что распределение легирующих элементов по длине равномерное и соответствует заданному составу.

Сплав	Место	Содержание, % масс.					
	отбора проб	Al	Мо	Fe	0	N	Ti
	Bepx	1,5	6,3	4,4	0,11	0,01	
Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe	Средина	1,7	6,4	4,3	-	-	осн.
	Низ	1,6	6,2	4,4	-	_	
	Bepx	0,02	< 0,003	1,4	0,4	0,02	
Ti-1,5Fe-0,5O	Средина	0,02	< 0,003	1,5	-	_	осн.
	Низ	0,02	< 0,003	1,8	0,5	0,02	

Таблица 1. Распределение элементов по длине слитка Ø110 мм

Таблица 2. Механические свойства сплава после различных обработок

No	Llownon work more w	Механические характеристики						
JN <u>0</u>	паправление испытании	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %	φ, %			
Отжиг, 700 °С, 1,5 ч, охлаждение с печью								
1	Вдоль	1125	1156	11,58	29,85			
2	Поперек	1155	1160	8,69	23,11			
	Дн	зойной отжиг, 700 °C, 1,	5 ч + 720 °С, 1,5 ч, охлаж	дение с печью				
3	Вдоль	1160	1166	11,31	23,05			
4	Поперек	1156	1161	7,10	18,81			
	Отжиг 900 °С, 1 ч, закалка в воду							
5	Вдоль	1089	1090	15,22	46,50			



Рис. 5. Макроструктура слитка Ø110 мм сплава титана: *а* — Ti–1,5Al–6,8Мо–4,5Fe; б — Ti–1,5Fe–0,5O

Анализ макроструктуры металла слитков Ø110 мм сплавов титана Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe и Ti-1,5Fe-0,5O проводился на поперечных темплетах без применения увеличительных приборов. Установлено, что металл на макрошлифах характеризуется отсутствием пор, трещин, металлических и неметаллических включений. Существенной разницы между кристаллическим строением центральной и периферийной частей не наблюдается (рис. 5). Величина зерна для сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe соответствует 6-7 балу, а для сплава Ti-1,5Fe-0,5O — 8-9 балу по 10 бальной шкале макроструктур ГОСТ 26492-85.

Таким образом отработана технология получения методом ЭЛП слитков сплавов титана Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe и Ti-1,5Fe-0,5O. Показано, что ЭЛП с промежуточной емкостью позволяет получить качественные слитки экономнолегированных сплавов титана.

Дальнейшие исследования проводились для сплава Ti–1,5Al–6,8Мо–4,5Fe. Механически обработанный слиток подвергался горячей деформационной обработке на реверсивном прокатном ДУО-стане Skoda 355/500, а нагрев заготовки для пластической деформации осуществлялся в печи сопротивления мощностью 70 кВт без применения защитных обмазок и атмосфер (рис. 6).



Рис. 7. Получение заготовки 120×120×200 мм сплава титана Ti–1,5Al–6,8Мо–4,5Fe

Основная задача термодеформационной обработки заключалась в максимальном измельчении сформированной при кристаллизации зеренной структуры и формирование внутри β -зерен дисперсной и однородной $\alpha+\beta$ микроструктуру глобулярного типа [10]. Для этого слиток диаметром 110 мм подвергался первичному нагреву до 900 °С (выше температуры полиморфного превращения $T_{\Pi\Pi}$ в однофазную β -область) с последующим прессованием до получения заготовки размером 120×120×200 мм (рис. 7).

Целью данной обработки было растворение оторочки α -фазы по границам зерен и формирование заготовки под прокатку. Далее эта заготовка нагревалась в печи при 800 °С (также выше $T_{\Pi\Pi}$) и подвергалась первым 7–8-ми проходам на стане до толщины 85 мм; далее после каждых 2–3 проходов металл нагревался в печи при температуре 750 °С (ниже $T_{\Pi\Pi}$), а конечная толщина пластины в 10 мм была достигнута после 20 проходов через валки прокатного стана(рис. 8).

После прокатки пластина была подвергнута стабилизирующему отжигу при 700 °С в течении 1 ч. Полученное в результате состояние сплава по данным рентгеноструктурного анализа характери-



Рис. 6. Внешний вид: *а* — реверсивного дуо стана Skoda 355/500; *б* — печи сопротивления мощностью 70 кВт



Рис. 8. Пластина 300×900×10 мм сплава титана Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe



Рис. 9. Микроструктура сплава после однократного (*a*–*в*), двукратного (*г*) отжига и после закалки из однофазной β-области (*d*). Шлиф вырезан параллельно (*a*, *б*, *г*) и перпендикулярно (*в*, *d*) направлению прокатки

зовалось двухфазной α+β структурой; его микроструктура приведена на рис. 9, *а-в*.

Для выяснения стабильности полученного прокаткой состояния и возможности трансформации полученной при этом структуры за счет рекристаллизации при последующей термообработке, прокатанный материал был подвергнут трем различным видам отжига:

1) однократный отжиг при температуре двухфазной $\alpha+\beta$ области 700 °C в течении 1,5 ч с последующим охлаждением вместе с печью;

2) двукратный отжиг при температуре двухфазной α + β области по режиму: 700 °C, 1,5 ч + 700 °C, 1,5 ч, с последующим охлаждением с печью после каждой изотермической выдержки; 3) отжиг при температуре однофазной β области 900 °C в течении 1 ч с закалкой в воду (для фиксации высокотемпературного β-состояния).

Температуры отжига были выбраны исходя из значения температуры завершения полиморфного α+β₀→β превращения (ТПП), которая для данного сплава составляет 750 °C.

Как видно из рис. 9, *a*, *б*, использованные режимы прессования и прокатки обеспечили формирование высокодисперсного внутризеренного состояния, причем сформированная α -фаза имеет глобулярное строение со средним размером частиц не более 3 мкм (рис. 9, *б*). В то же время, измельчения первичных зерен β -фазы в результате деформации не произошло. β -зерна имели сплющенную и вытянутую в направлении прокатки форму как в продольном (рис. 9, в), так и поперечном (рис. 9, г) направлениях. Очевидно, что отжиг при выбранной температуре 700 °С не позволяет использовать накопленные при деформации дефекты кристаллического строения для инициации рекристаллизационных процессов вследствие слишком низкой температуры. Для проверки возможности измельчения зеренной микроструктуры путем рекристаллизации, часть образцов была подвергнута нагреву в печи при 900 °С в течение 60 мин с последующее закалкой в воду. Микроструктура полученного при этом однофазного β-состояния приведена на рис. 9, *∂*. Установлено, что отжиг при температуре однофазной β-области приводит к рекристаллизации и некоторому росту β-зерен до 100–150 мкм. Однако, сформированная при прокатке полосчатость практически исчезает, и полученная микроструктура свидетельствует о большей изотропности сплава после отжига при температурах однофазной β-области.

Результаты механических испытаний на растяжение приведены в таблице 2 для трех изученных состояний. Прежде всего, обращает на себя внимание достаточно высокий общий уровень свойств, как прочности, так и пластичности, отожженных состояний (пп. 1-4). Причем, различие в значениях прочности вдоль и поперек направления прокатки довольно невелико (предел упругости 1125-1160 МПа против 115-1160 МПа, предел прочности 1156–1166 МПа против 1160 МПа), хотя пластичность несколько ниже в поперечном направлении (относительное удлинение уменьшается с ~11 до 7-8 %, относительное сужение с 23-29 до 18-23 %). Закалка же от температур однофазной в-области на метастабильную в-фазу (п. 5) довольно незначительно сказывается на прочности сплава (предел упругости 1089 МПа и предел прочности 1090 МПа) и существенно повышает его пластические характеристики ($\delta >$ $> 15 \%, \psi > 46 \%$).

Выводы

1. Отработана технология получения слитков сплавов титана Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe и Ti–1,5Fe–0,5O

методом ЭЛП. Показано, что ЭЛП с промежуточной емкостью позволяет получить качественные бездефектные слитки экономнолегированных сплавов титана.

2. Отработана технология горячей пластической деформации литого сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe, которая позволила сформировать в материале дисперсную однородную внутризеренную α+β микроструктуру, однако при этом β-зерна не прошли рекристаллизацию.

3. Полученный методами электронно-лучевой плавки и горячей прокатки сплав Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe после отжига, как при температурах двухфазной α + β области, так и однофазной β области, характеризуется высоким комплексом механических характеристик, когда прочность на уровне выше 1100 МПа сочетается с достаточными пластическими характеристиками, свойственными более легированным и более дорогим титановым сплавам.

- 1. Цвиккер У. (1979) *Титан и его сплавы*. Москва, Металлургия.
- Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. (1969) Конструкционные титановые сплавы. Москва, Металлургия.
- 3. Bania P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta Titanium Alloys in the 90*'s, TMS Publications, Warrendale, PA, 3–14.
- 4. Weiss I. and Semiatin S.L. (1998) Mat. Sci. Eng. A, 243, 46–65.
- Ivasishin O.M., Markovsky P.E., Semiatin S.L. and Ward C.H. (2005) *Mat. Sci. Eng. A*, 405(1–2), 296–305.
- Ivasishin O.M., Markovsky P.E., Matviychuk Yu.V. et al. (2008) J. Alloys Compd., 457, Issues 1–2, 296–309.
- 7. Boyer R.R., Briggs R.D. (2005) J. of Mater. Eng. Perf., 14, 681–685.
- Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) Электронно-лучевая плавка титана. Киев, Наукова думка.
- Ахонин С.В., Березос В.А., Пикулин А.Н. и др. (2017) Электронно-лучевая плавка нового высокопрочного титанового сплава T120. Современная электрометаллургия, 1, 10–14.
- Ивасишин О.М. Марковский П.Е., Бондарчук В.И. (2005) Оптимизация термомеханической обработки титановых бета-сплавов для получения дисперсной однородной структуры и повышения комплекса механических характеристик. *Титан*, 2, 42–49.
- Beer F.P., Johnston E.R., DeWolf J.T. and Mazurek D.F. (2015) *Mechanics of materials*. 7th edition, New York, Mc-Graw-Hill.

ФОРМИРОВАНИЕ РАСХОДУЕМЫХ ЭЛЕКТРОДОВ ИЗ ГУБЧАТОГО ТИТАНА МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОПЛАВЛЕНИЯ

С.В. АХОНИН¹, А.Н. ПИКУЛИН¹, А.Г. ЕРОХИН²

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев ²ГП «НПЦ «Титан» Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

В настоящее время слитки современных титановых сплавов производятся способами специальной электрометаллургии. Обязательным условием при производстве титановых сплавов является ограничение по содержанию газовых примесей, таких, как кислород, водород и азот. Поэтому плавка титана должна производиться в условиях, предохраняющих жидкий металл от насыщения его газами и другими вредными примесями. Данные условия обеспечивают наличие в печном пространстве вакуума либо защитной атмосферы [1, 2].

Традиционным технологическим способом производства титановых сплавов является вакуумный дуговой переплав (ВДП) расходуемых электродов, которые изготовляют методом прессования из титановой губки с добавлением лигатуры и титановых отходов.

На сегодняшний день используются различные методики получения расходуемых электродов. Основным способом изготовления расходуемых электродов для ВДП является прессование. При этом конструкции электродов в способе изготовления могут быть различны — электрод может изготавливаться как цельным прессованным в проходной матрице, так и наборным из прессованных порционных частей [3].

При увеличении размеров электрода слабая механическая связь между компонентами шихты приводит к снижению его прочности, разрушению при транспортировке в процессе приварки и во время переплава, что, создает аварийные ситуации в вакуумных дуговых печах, вызывает брак слитков и электродов, снижая тем самым выход годного металла. Поэтому применяются различные методики для повышения прочности электродов, как-то армирование в процессе прессования цельных электродов длинномерными стержнями титана, которые запрессовываются в электрод преимущественно в его поверхностном слое, а также сварка различными способами порций наборных электродов [3, 4]. Плавка сварных наборных электродов не позволяет гарантировать сохранение целостности расходуемого электрода в рабочем пространстве печи в процессе плавки, недостаточ-

© С.В. АХОНИН, А.Н. ПИКУЛИН, А.Г. ЕРОХИН, 2019

ная сплошность электрода может провоцировать переход горения дуги на стенку кристаллизатора, что крайне негативно сказывается на качестве получаемого слитка. Описанные риски могут быть практически полностью исключены, если плотность поверхностного слоя переплавляемого электрода составляет ≥0,85 от расчетной плотности соответствующей композиции сплава [5].

Количество примесей в металле слитков титана и его сплавов может возрасти при наличии воды в составе шихтовых материалов в процессе ее диссоциации при плавке. Расходуемый электрод является гигроскопичным в силу пористости губки, а также из-за присутствия в губчатом титане хлористого магния. Хлористый магний, свободно сообщающийся с атмосферным воздухом, может увлажняться, образуя соли шестиводного хлористого магния, в котором вода связана на молекулярном уровне и практически полностью не удаляется наиболее распространенным способом сушки — нагревом в печах до температуры 200 °С в течение 10 ч. Кроме того, вода, попадающая из воздуха и не связанная солями магния из-за гигроскопичности материала прессованного электрода, проникает в его внутренние слои и также неэффективно удаляется используемыми в сегодняшней технологии способами сушки. Для сохранения эффекта обезвоживания также необходимо регламентирование промежутка времени пребывания расходуемого электрода перед плавкой на открытом воздухе. Повышение качества и интенсивности процесса обезвоживания теоретически возможно в вакууме, но на практике требует неприемлемых больших временных и денежных затрат [2].

Таким образом, поверхностный слой расходуемых электродов подготовленных для получения слитков титана и его сплавов должен обеспечивать достаточные прочностные характеристики, а также препятствовать насыщению внутренних его слоев влагой атмосферного воздуха. Одним из способов обеспечения вышесказанных требований можно назвать обработку поверхностного слоя источниками концентрированной энергии. Так для устранения дефектов поверхности слитков и заготовок был проведен ряд исследовательских работ по плазменно-дуговой, электрошлаковой, электронно-лучевой обработке поверхностного слоя как литых электродов, так и получаемых из них слитков [1, 6, 7].

На производственных мощностях ИЭС им. Е.О. Патона для обработки поверхностного слоя слитков и заготовок эффективно применяется технология электронно-лучевого оплавления (ЭЛО) [1].

Сущность технологии ЭЛО заключается в нагреве и расплавлении поверхностного слоя обрабатываемого объекта (электрод, слиток) электронными лучами [1]. Технологические схемы ЭЛО, которые применялись при обработке поверхностного слоя заготовок (электродов) из губчатого титана приведены на рис. 1.

По схеме *1* оплавление осуществляется следующим образом: электронный пучок фокусируется на поверхности заготовки в точке, создается жидкая ванна, которая перемещается от одного торца заготовки ко второму вдоль образующей. Далее заготовка поворачивается на ширину обработанного участка и осуществляется последующий проход. Таким образом, обрабатывается вся поверхность заготовки. Такая схема приемлема для заготовок малого диаметра, так как при ее реализации легче избежать стекания металла, однако основной ее недостаток — коробление заготовки.

Схема 2 реализуется следующим образом: электронный пучок фокусируется на поверхности заготовки в точке, создается жидкая ванна, а ее перемещение осуществляется по спирали от одного торца заготовки к другому за счет вращения ее вокруг оси. Эта схема обеспечивает непрерывный равномерный нагрев, в результате которого практически не происходит коробления заготовки. Однако, как и для схемы *1*, для схемы 2 характерна низкая производительность процесса.

Наиболее эффективной и технологичной является схема *3*, при которой оплавление происходит при нагреве плоским или линейно развернутым лучом, когда фокальное пятно вытянуто на всю длину



Рис. 1. Схемы оплавления поверхности заготовок электронным лучом: 1 — продольное оплавление заготовки; 2 — оплавление по спирали; 3 — оплавление плоским развернутым лучом

обрабатываемой заготовки. После предварительного разогрева ванна жидкого металла образуется по всей длине заготовки, и одним ее поворотом заканчивается оплавление всей боковой поверхности. С целью гарантированного проплавления оплавление проводится за несколько оборотов. Для получения сильно вытянутого луча можно использовать несколько электронных пушек. Данная схема лишена недостатков схем *1* и 2 и имеет высокую производительность процесса обработки.

На основе технологии ЭЛО на специализированной электронно-лучевой установке [8] был проведен комплекс исследовательских работ по формированию расходуемых заготовок (электродов) из губчатого титана различного типа путем обработки их поверхностного слоя электронным лучом.

Первые работы по формированию расходуемых заготовок путем обработки поверхностного слоя проводились на недробленых блоках губчатого титана массой 0,8 т (рис. 2) с целью компактирования для дальнейшего переплава в электронно-лучевых установках [9]. Результаты проделанной работы показали возможность повышения выхода годного на 20 % по сравнению с электронно-лучевой плавкой дробленого губчатого титана фракцией 12–70 мм.



Рис. 2. Внешний вид недробленых блоков губчатого титана: а — до обработки; б — после ЭЛО



Рис. 3. Внешний вид прессованных брикетов Ø150 мм из дробленого губчатого тина



Рис. 4. Сваренные аргонодуговой сваркой брикеты

На основе полученных результатов по электронно-лучевой обработке блоков губчатого титана было предложено провести исследовательские работы по формированию расходуемых заготовок (электродов) из прессованных брикетов губчатого титана методом электронно-лучевого оплавления.

Исследования проводили на заготовках из прессованных брикетов губчатого титана марки ТГ110 (рис. 3).

Для проведения экспериментальных работ из полученных брикетов собирался электрод длинной до 1800 мм, при этом брикеты между собой сваривались по торцам аргонодуговой сваркой (рис. 4). В дальнейшем предполагается конструирование и изготовление механизма который будет обеспечивать достаточную жесткость набранного из брикетов электрода в рабочем объеме электронно-лучевой установки для оплавления без предварительного сваривания брикетов.

Обработку поверхностного слоя первого подготовленного электрода производили по технологической схеме *I* (рис. 1). При этом обрабатывался не весь поверхностный слой электрода, а лишь его продольные участки в количестве от 4 до 8, с



Рис. 6. Электрод с полностью обработанной поверхностью электронным лучом по схеме *l*

целью оценки повышения прочностных свойств конструкции. Электрод, обработанный по данной схеме, представлен на рис. 5.

По технологической схеме *l* (рис. 1) обрабатывался второй подготовленный электрод, но при этом электронным лучом обрабатывалась уже вся боковая поверхность электрода (рис. 6).

Третий подготовленный электрод обрабатывался то технологической схеме 3 (рис. 1). Электронный луч разводился на всю длину электрода при этом за два оборота без жидкой ванны производился предварительный прогрев поверхности электрода и уже за последующие 2–3 оборота производилась полная обработка его поверхности с жидкой ванной. Внешний вид обработанного электрода представлен на рис. 7.

От электродов с полностью обработанной поверхностью по схемам *1* и *3* были отрезаны на ленточнопильном станке поперечные темплеты (рис. 8). Анализ полученных темплетов показал, что поверхностный слой электродов, обработанных по схеме *1*, полностью проплавлен на глубину от 6 до 13 мм и от 4 до 9 мм обработанных по схеме *3*. Металл оплавленного слоя характеризуется плотной литой структурой с отсутствием пор и несплошностей, что должно обеспечивать сохранение целостности расходуемого электрода в рабочем пространстве печи и соответственно предотвращать переход горения дуги на стенку кристаллизатора в процессе плавки.



Рис. 5. Электрод, обработанный участками электронным лучом по схеме *l*



Рис. 7. Электрод с полностью обработанной поверхностью электронным лучом по схеме 3



Рис. 8. Поперечный темплет оплавленного электрода

От металла оплавленного слоя отбирались пробы из которых изготавливались образцы цилиндрической формы диаметром 3 мм и длиной 3 мм для проведения газового анализа. Результаты которого показали характерное для электронно-лучевого переплава незначительное повышение содержание кислорода и азота в переплавленном металле. Следует отметить, что содержание указанных газов в оплавленном металле находится в рамках требований стандарта для сплава ВТ1-0 (таблица).

Полученные электроды с поверхностным слоем обработанным электронным лучом переданы для проведения экспериментальных плавок в вакуумно-дуговых печах.

Таким образом, формирование электрода, набранного из брикетированного губчатого титана путем электронно-лучевой обработки его поверхности, позволяет обеспечивать его целостность в рабочем пространстве печи в процессе плавки, при этом минимизировать риски брака слитков, а также повышать выход годного металла.

Выводы

1. Показано, что компактирование для дальнейшего переплава в электронно-лучевых установках

Содержание газовых примесей в обработанном с	слое з	элек-
тродов из брикетов губчатого титана		

Проба	0	N
ТГ 110	0,04	0,01
Обработанный слой	0,06	0,02
ВТ1-0 по ГОСТ 19807–91	до 0,2	до 0,04

недробленых блоков губчатого титана дает возможность повышения выхода годного металла на 20 % по сравнению с электронно-лучевой плавкой дробленого губчатого титана фракцией 12–70 мм.

2. Установлено, что поверхностный слой наборных электродов из брикетов губчатого титана обработанных электронным лучом полностью проплавлен на глубину от 4 до 13 мм, а металл оплавленного слоя характеризуется плотной литой структурой с отсутствием пор и несплошностей с содержанием газовых примесей на уровне требований стандартов.

- 1. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) Электронно-лучевая плавка титана. Киев, Наукова думка.
- 2. Андреев А.Л. и др. (1994) *Плавка и литье титановых* сплавов. Москва, Металлургия.
- 3. Добаткин В.И., Аношкин Н.Ф. и др. (1966) Слитки титановых сплавов. Москва, Металлургия.
- Альтман П.С., Гончаров А.Е. Способ получения расходуемого электрода, Российская Федерация, Пат. 2006124358/02.
- 5. Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Ясинский К.К., Кочетков А.С. (2011) Специфика плавки и способы получения слитков интерметаллидных титановых сплавов с повышенным содержанием ниобия. Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана, Сер. Машиностроение, **SP2**, 53–59.
- Моделкин Ю.И., Торхов Г.Ф., Латаш Ю.В., Тагер Л.Р. (1981) Исследование плазменнодугового переплава поверхностного слоя электродов для ВДП из жаропрочного сплава ЭИ698. Специальная электрометаллургия, 47, 106–111.
- Латаш Ю.В., Матях В.Н., Воронин А.Е. (1981) Исследование процесса электрошлаковой зачистки поверхности металлических заготовок. *Там же*, 46, 11–18.
- Тригуб Н.П., Жук Г.В., Пикулин А.Н. и др. (2003) Электронно-лучевая установка УЭ-185 для оплавления поверхностного слоя слитков. Современная электрометаллургия, 3, 12–14.
- 9. Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. и др. (2006) Электронно-лучевая плавка недробленых блоков губчатого титана. *Там же*, **4**, 6 – 9.

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ПЛАВКА ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Si-Al-Zr-Sn

С.В. АХОНИН¹, С.А. ФИРСТОВ², А.Ю. СЕВЕРИН¹, Н.Н. КУЗЬМЕНКО², В.А. БЕРЕЗОС¹, Л.Д. КУЛАК²

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина ¹ГП «НПЦ «Титан» Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина ²Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина

Продолжающееся развитие таких отраслей промышленности как авиастроение, ракетостроение, атомное и химическое машиностроение приводит к необходимости повышения качеств, как существующих конструкционных материалов, так и созданию новых. Промышленности все больше требуются легкие, но при этом прочные материалы, как при нормальной, так и при высоких температурах при этом обладающие достаточной пластичностью, вязкостью и устойчивые к действиям агрессивных сред. Комплексу этих свойств отвечают сплавы на основе титана. Однако, рабочие температуры современных промышленных титановых сплавов не превышают 600-650°С, что существенно ограничивает их использование [1-3]. Поэтому проблема улучшения свойств титановых сплавов при температурах превышающих 600 °С актуальна на данный момент и требует решения. Одним из перспективных направлений повышения высокотемпературных свойств титановых сплавов является упрочнение за счет интерметаллидных соединений в композиции с эвтектическими выделениями силицидов. Такие материалы имеют многофазную структуру, где упрочнение титановой матрицы тугоплавким соединением Ti₂Si₂ происходит естественным образом в процессе кристаллизации (рис. 1) [4]. Эти материалы являются так





© С.В. АХОНИН, С.А. ФИРСТОВ, А.Ю. СЕВЕРИН, Н.Н. КУЗЬМЕНКО, В.А. БЕРЕЗОС, Л.Д. КУЛАК, 2019

называемыми «природными» композитами, так как в процессе их кристаллизации формируется структура типичная для композиционных материалов — пластичная матрица, армированная протяжными и разветвленными кристаллами высокопрочной тугоплавкой фазы (силицидами) [5–7].

Основным легирующим элементом жаропрочных сплавов титана является алюминий, который наиболее эффективно стабилизирует и укрепляет α -твердый раствор. Но, как известно, повышение жаропрочности сплавов системы Ti–Al ограничено 7–8 % Al вследствие образования хрупкой α_2 -фазы. Комплексное легирование позволяет за счет изменений фазового состава, механизмов твердорастворного и дисперсионного упрочнения существенно улучшить их жаропрочность и жаростойкость. Добавкой кремния можно повысить эти характеристики Ti–Al сплавов. Свойства таких сплавов, в первую очередь, определяются содержанием кремния, морфологии и распределением силицидов [5].

Цирконий, хотя и меньше, также укрепляет α-твердый раствор. Дополнительное легирование цирконием сплавов Ti-Al-Si может влиять на структуру, растворимость кремния и тип силицидов [8-14]. В последнее время наряду с цирконием в качестве легирующего элемента применяют олово. Олово, особенно в сочетании с алюминием и цирконием, повышает жаропрочные свойства сплавов, но в отличие от циркония образует в сплаве упорядоченную фазу — Ті₂Х. Растворимость олова в α-титане около 20 % [15]. При обычной температуре оно является довольно слабым упрочнителем, но существенно повышает жаропрочные свойства материала. Поэтому олово добавляют к жаропрочным титановым сплавам обычно в количестве 1-6 %. Так же, олово заметно повышает технологическую пластичность сплавов системы Ti-Al [3].

Основной задачей металлургических технологий при получении многокомпонентных сплавов, является обеспечение однородности химического состава и структуры получаемых слитков. Целью данной работы было изучение возможности получения электронно-лучевой плавкой слитков



Рис. 2. Модернизированная электронно-лучевая установка УЭ-208М

сплавов системы Ti–Si–Al–Zr–Sn, а так же исследование влияния комплексного легирования титана кремнием, цирконием, и оловом на структуру литого и деформированного материала.

Известно, что в процессе электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) происходит испарение из расплава элементов с высокой упругостью пара, в частности, алюминия. Процесс испарения алюминия при ЭЛП с промежуточной емкостью уже достаточно хорошо изучен [16-22]. Представляет интерес процесс испарения из расплава олова, которое имеет низкую температуру плавления — 232 °C. Такая низкая температура плавления могла вызвать затруднения при подготовке шихтовых материалов для электронно-лучевой плавки. То есть, если формировать расходуемую заготовку по классической схеме для переплава титановых сплавов, все загруженное в нерасходуемый короб олово, под действием электронно-лучевого нагрева и, соответственно прогрева титановых заготовок-листов расплавляется и растекается, что приводит к неравномерному химическому составу получаемого слитка [23]. Проблему удалось решить с помощью двойного электронно-лучевого переплава на установке УЭ-208М (рис. 2).

На первом переплаве выплавлялся слиток системы Ti–Si–Al–Zr с завышенным содержанием алюминия, для компенсации его испарения на двух



Рис. 3. Подготовленная на второй переплав шихтовая заготовка



Рис. 4. Скорости испарения элементов в зависимости от температуры и парциального давления

этапах плавки. В качестве исходных шихтовых материалов использовались технически чистый титан ВТ1-0, алюминий марки A0, кремний марки КР1, чистое олово в гранулах, а также йодидный цирконий. На втором переплаве к полученному слитку добавляли олово, путем расплавления газовой горелкой гранул, равномерно распределенных в ячейках по всей длине слитка (рис. 3).

Такая схема шихтовки позволила исключить растекание олова при прогреве расходуемой заготовки электронным лучом. В процессе выплавки сплавов системы Ti–Si–Al–Zr–Sn выяснились некоторые интересные особенности. Скорость испарения олова из расплава очень похожа на скорость испарения алюминия, при существенно меньшей температуре плавления. Это, связано с тем, что зависимости



Рис. 5. Слиток ЭЛП Ø 110 мм жаропрочного сплава системы Ti–Si–Al–Zr–Sn



Рис. 6. Структура литого сплава ЭЛП системы Ti–Si–Al–Zr–Sn (*a* — оптическая металлография; *б* — сканирующая электронная микроскопия) и распределение кремния в слитке (*в*, *г*)

скорости испарения этих элементов от температуры, при одинаковом парциальном давлении практически совпадают (рис. 4), при этом температура кипения олова на 100° выше, чем у алюминия — 2620 °С.

Еще одной интересной особенностью электронно-лучевой плавки сплавов системы Ti–Si–Al–Zr–Sn является меньшее испарение алюминия из расплава в процессе плавки. Это, видимо, связано с тем, что кремний понижает температуру плавления титана на более 300 °C, поэтому испарение алюминия происходит в меньшей степени [12]. Этот эффект необходимо учитывать при расчете необходимых технологических параметров ведения плавки.

В ходе проделанной работы получены слитки сплавов системы Ti–Si–Al–Zr–Sn \oslash 110 мм и длиной 500–600 мм (рис. 5).

Структуру полученных сплавов исследовали методами оптической (Jenaphot-2000) и сканирующей электронной (Superprobe-733) микроскопии. Проведенные исследования показали, что во время охлаждения слитка, в сплавах системы Ti-Si-Al-Zr-Sn формируется α-фаза, а также интерметаллидные соединения, преимущественно на границах β-зерен, заполняя внутренний объем первичных зерен как хаотичными α-пластинами, так и собранными в пакеты α-колониями. Поэтому микроструктура исследуемых литых сплавов представляет собой колонии, состоящие из ламелей пластинчатой α-фазы в пределах первичных β-зерен, имеющих различное кристаллографическое ориентирование (рис. 6). Размеры α-пластин колеблются от нескольких микрон до 30÷50 мкм и



Рис. 7. Механически обработанные заготовки и деформированные полуфабрикаты, полученные из слитка ЭЛП системы Ti-Si-Al-Zr-Sn



Рис. 8. Структура деформированного сплава ЭЛП системы Ti–Al–Si–Zr–Sn (*a* — оптическая металлография; *б–е* — сканирующая электронная микроскопия)

расположены в пределах бывших β-зерен. Размер β-зерен составляет от 50 до 2000 и более микрометров и зависит от скорости кристаллизации. Это свидетельствует о различной скорости охлаждения зон слитка при его кристаллизации.

Для получения деформированных полуфабрикатов, предварительно механические обработанные слитки ЭЛП, подверглись горячему переделу на прутки-заготовки Ø 55 мм, с помощью реверсивного двухвалкового прокатного стана 500/350 фирмы Skoda (рис. 7). Прогретую до температуры 1150 °C с выдержкой 90 мин заготовку обкатывали вдоль оси слитка до диаметра 55 мм, с промежуточными подогревами. Степень деформации слитка составила около 50 %. Конечные размеры деформированного полуфабриката: Ø 54–57 мм, длина около 1100 мм.

Исследованы структура и свойства деформированных полуфабрикатов. Сплав Ti–Si–Al–Zr–Sn после проведения горячей деформационной обработки на плоских валках с промежуточными нагревами имеет достаточно однородную структуру (рис. 8, *a*). Прокатку начинали в β -, а заканчивали в (α + β)-области; при этом деформируется как β -фаза, так и α -фаза, которая уже образовалась. При промежуточных подогревах проходила незначительная рекристаллизация, в ходе которой происходит слияние отдельных однонаправленных α-пластин. В результате, в деформированном сплаве формируется структура, состоящая из примерно равного количества разнонаправленных пластин и участков массивной α-фазы (зародышей будущих равноосных α-зерен), на границах и внутри которых остаются дисперсные выделения силицидов размерами 0,5–1,0 мкм (рис. 8, *г*).

Определены механические свойства полученного материала на растяжение при 20 и 700 °C (стандартные образцы с диаметром рабочей части 5 мм). Механические свойства деформированного полуфабриката сплава ЭЛП системы Ti–Si–Al–Zr– Sn представлены в таблице.

Установлено, что проведенная горячая деформационная обработка сплавов системы Ti–Si–Al–Zr–Sn существенно повышает пластичность материала с практически нулевого значения, до 6–8 % при нормальной температуре. При этом наблюдается снижение предела прочности материала по сравнению со сплавом не содержащего олово, что, по-видимому, связано с измельчением структуры после проведенной деформационной обработки, а так же несколько

	Температура испытания на растяжение						
Система сплава	20 °C			700 °C			
	$σ_{_{\scriptscriptstyle B}}, M\Pi a$	σ _{0,2} , МПа	δ, %	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	
Ті–Si–Al–Zr–Sn (деф.)	893–907	802-813	5,6–7,7	407–423	388–397	38–53	

сниженным содержанием алюминия. Этот вопрос требует дальнейшего изучения.

Выводы

1. В процессе электронно-лучевой плавки сплавов системы Ti–Si–Al–Zr–Sn установлены особенности испарения легирующих элементов, что позволило усовершенствовать процесс подготовки шихтовых материалов и определить оптимальные технологические параметры ведения плавки.

2. Слитки жаропрочного титанового сплава системы Ti–Si–Al–Zr–Sn полученных методом ЭЛП характеризуется достаточной химической однородностью и отсутствием дефектов (поры, раковины, включения низкой и высокой плотности).

3. Установлена возможность получения качественных деформированных полуфабрикатов из слитка ЭЛП жаропрочного титанового сплава системы Ti–Si–Al–Zr–Sn. После прокатки из β-области в сплаве системы Ti–Si–Al–Zr–Sn образуется мелкозернистая структура с пластинчато-игольчатым строением, обеспечивающим достаточно высокие прочностные и пластические свойства как при нормальной, так и при температурах 650– 700 °C. Полученные методом электронно-лучевой плавки слитки сплава системы Ti–Si–Al–Zr–Sn можно рекомендовать для получения изделий изготовленных из деформированных полуфабрикатов.

- 1. Солонина О.П., Глазунов С.Г. (1976) *Жаропрочные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
- Анташов В.Г., Ночовная Н.А., Иванов В.И. (2002) Тенденция развития жаропрочных титановых сплавов для авиадвигателестроения. *Технология легких сплавов*, 4, 72–76.
- Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Москва, ВИЛС, МАТИ.
- (2000) Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. Лякишев Н.П. (ред.), Т. З. Кн. 2, Москва, Машиностроение, сс. 330–332.
- Фирстов С.О. (2004) Нове покоління матеріалів на базі титану: Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій. Панасю В.В. (ред.), Львів, ФМІ НАН України, 609–616.
- Кузьменко М.М. (2008) Структура та механічні властивості литих сплавів системи Ті–Si. Фізико-хімічна механіка матеріалів, 44(1), 45–48. (Kuz'menko M.M. (2008) Structure and mechanical properties of cast Ti–Si alloys. Materials Sci., 44(1), 49–53.
- 7. Фирстов С.А., Ткаченко С.В., Кузьменко Н.Н. (2009) Титановые «чугуны» и титановые «стали». *МиТОМ*, **1**, 14–20.
- Flower H.M., Swann P.R., West D.R.F. (1971) Silicide precipitation in the Ti–Zr–Al–Si system. *Metall. Transact.*, 2, 3289–3297.
- Saha R.L., Nandy T.K., Misra R.D.K. (1991) Microstructural changes induced by ternary additions in a hypo-eutectic titanium-silicon alloy. *J. Mater. Sci.*, 26, 2637–2644.

- Kuzmenko N., Podrezov Yu., Brodnikovsky N. et al. (2002) Investigation of plastic deformation on mechanical properties of eutectic alloys of Ti–Al–Si–Zr system. *Phys. Techniq. High Pressure*, 3, 48–56.
- Порядченко Н.Ю., Кузьменко М.М., Оришич І.В., Хмелюк Н.Д. та ін. (2005) Жаротривкість на повітрі титанових сплавів, легованих кремнієм, алюмінієм і цирконієм. Фізико-хімічна механіка матеріалів, 41(2), 83–88. (Poryadchenko N.Yu., Kuz'menko M.M., Oryshych I.V. et al. (2005) High-temperature strength of titanium alloys alloyed with silicon, aluminum, and zirconium in air. Materials Sci., 41(2), 230–236.)
- 12. Cavaliere P., Mehtedi M.El., Evangelista E. et al. (2006) Hot forming behaviour of Ti–Al–Zr–Si «in-situ» metal matrix composite by means of hot torsion tests. Composites Part A. *Applied Sci. and Manufacturing*, 37(10), 1514–1520.
- Осташ О.П., Івасишин А.Д., Кулак Л.Д., Кузьменко М.М. (2008) Вплив структури на високотемпературну циклічну тріщиностійкість сплаву Ti-8Al-1,4Si-2,2Zr. Фізико-хімічна механіка матеріалів, 44(3), 50–56. (Ostash O.P., Ivasyshyn A.D., Kulak L.D., Kuz'menko M.M. (2008) Influence of the structure on the high-temperature cyclic crack resistance of Ti-8Al-1.4Si-2.2Zr alloy. Materials Sci., 44(3), 360–367).
- Ивасишин А.Д., Осташ О.П., Кузьменко Н.Н. (2014) Влияние термической обработки на структуру и циклическую трещиностойкость сплава Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si. *Там же*, 50(6), 73–81. (Ivasyshyn A.D., Ostash O.P., and Kuzmenko M.M. (2015) The influence of thermal treatment on the structure and fatigue crack growth resistance of Ti-10.3Al-3.0Zr-1.2Si alloy. *Ibid.*, 50(6), 851–860.)
- 15. (2000) Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. Лякишева Н.П. (ред.)., Т. З., Кн. 2, Москва, Машиностроение, 298–299.
- Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) Электронно-лучевая плавка титана. Киев, Наукова думка.
- Тихоновский А.Л., Ахонин С.В. (1992) Кинетика процессов массообмена в системе реальный раствор — паровая фаза. Проблемы спец. электрометаллургии, 2, 61–64.
- Akhonin S.V., Trigub N.P., Zamkov V.N., Semiatin S.L. (2003) Mathematical modeling of aluminum evaporation during electron-beam cold-hearth melting of Ti–6Al–4V ingots. *Metallurgy and Materials Transact. B*, **34B**, August, 447–454.
- Ахонин С.В., Тихоновский А.Л., Тур А.А. (1986) Математическое описание процесса рафинирования при ЭЛП расходуемой заготовки с учетом реакции второго порядка на границе раздала фаз. Проблемы спец. электрометаллургии, 2, 43–49.
- Jingjie G. et al. (1999) Aluminum evaporisation during vacuum induction melting of titanium alloy Ti–24Al–11Nb. *Acta Met. Sin.*, 35(4), 416-420.
- Jingjie G. et al. (1998) Evaporation behaviour of components in Ti-15-3 melt during ISM process. *Transact. Non-Ferrous Metals Soc. China*, 8(4), 539-543.
- Варич И.Ю., Ахонин С.В., Тригуб Н.П., Калинюк А.Н. (1997) Испарение алюминия из сплавов на основе титана в процессе электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. Проблемы спец. электрометаллургии, 4, 15-21.
- 23. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А. и др. (2016) Особенности выплавки слитков титановых сплавов, легированных оловом, в электронно-лучевых установках. *Современная электрометаллургия*, **3**, 21–25.

АНАЛІЗ ВПЛИВУ ПРОСТОРОВОГО ПОЛОЖЕННЯ ПРИ ЛАЗЕРНОМУ ЗВАРЮВАННІ НА РІВЕНЬ ЯКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЗІ СТАЛІ AISI 321

А.В. БЕРНАЦЬКИЙ, В.Д. ШЕЛЯГІН, О.В. СІОРА, В.М. СИДОРЕЦЬ, О.М. БЕРДНІКОВА Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Метою дослідження було встановлення впливу просторового положення при лазерному зварюванні корозійностійкої жароміцної аустенітної сталі AISI 321 на мікроструктуру та рівень якості зварних з'єднань. У пластинах товщиною 3 мм, робили провари, при різних кутах нахилу до горизонтальної площини. Лазерне зварювання виконували «на підйом» та «на спуск», при неперервному та імпульсному режимах генерації лазерного випромінювання. За результатами візуального, радіографічного контролю та аналізу даних металографічних досліджень, виконували оцінку рівня якості одержаних зразків, на відповідність вимогам діючих стандартів. При зварюванні «на підйом» та «на спуск» у неперервному режимі генерації лазерного випромінювання, при всіх кутах нахилу, не було виявлено внутрішніх дефектів у вигляді тріщин, пор та включень. Встановлено тенденцію збільшення як кількості, так і розміру пор, при зменшенні кута нахилу від 90° до 0° при зварюванні «на спуск» та «на пілйом» в імпульсному режимі генерації лазерного випромінювання. За даними металографічних досліджень, у структурі зварних з'єднань, одержаних у різних просторових положеннях у сталі AISI 321 товщиною 3 мм, суттєвих відмінностей не спостерігається. При різних значеннях кута нахилу мікротвердість та розміри кристалітів відрізняються приблизно на 10 %. Натомість форма шва одержаних проварів відрізняється досить суттєво. Вперше одержані залежності показників якості зварних з'єднань зі сталі AISI 321 при лазерному зварюванні для різних просторових положень. Одержані залежності дозволяють визначити тенденції зміни форми та якості зварних з'єднань при зміні просторового положення або технологічних параметрів процесу лазерного зварювання.

Аналіз останніх досліджень і публікацій та постановка задачі. Номенклатура виробів для енергетики, авіакосмічної, хімічної, харчової та інших галузей промисловості включає деталі як малого, так і великого розміру із корозійностійких жароміцних сталей [1–3]. Їх конструкція часто має складну просторову форму із криволінійними профілями поверхні. Тому виникає потреба виконання різноманітних видів зварних з'єднань таких конструкцій у різних просторових положеннях [4-6]. У таких умовах треба не тільки враховувати фізичні ефекти, які супроводжують зварювання, але і намагатися задіяти їх на користь. Наприклад, враховуючи сили гравітації та поверхневого натягу можливо впливати на ступінь розкриття каналу проплавлення при переміщенні зварювальної ванни у різних напрямках [7]. Світові тенденції показують все більш широке застосування технологій лазерного зварювання для виготовлення таких конструкцій [8–10]. За допомогою сканування, регулювання швидкості переміщення та імпульсного керування потужністю лазерного випромінювання, можливо впливати на вкладення тепла у зону обробки та на стабільність формування каналу проплавлення і ступінь поглинання випромінювання у приповерхневій плазмі [7, 11–13]. Таким чином, виникає задача врахування вищезгаданих особливостей, що повинно дозволити отримати сукупність необхідних показників процесу лазерного зварювання у різних просторових положеннях.

Відсутність знань про залежність форми шва та характеристик зварних з'єднань від просторового положення не дозволяє визначити технологічні параметри лазерного зварювання, які є найбільш раціональними з точки зору досягнення високої якості та відповідності вимогам діючих стандартів.

Мета дослідження. Метою дослідження було встановлення впливу просторового положення при лазерному зварюванні корозійностійкої жароміцної аустенітної сталі AISI 321 на рівень якості та структуру зварних з'єднань.

Методи, об'єкт та предмет дослідження. Об'єктом досліджень виступав процес лазерного зварювання сталі AISI 321 у різних просторових положеннях.

Предметом дослідження є вплив просторового положення при лазерному зварюванні сталі AISI 321 на рівень якості та структуру зварних з'єднань.

Рівень якості зварних з'єднань визначали за ДСТУ EN ISO 13919-1:2015 «Зварювання. З'єднання, виконані електронно-променевим та лазерним зварюванням. Настанова щодо оцінювання рівня якості залежно від дефектів. Частина 1. Сталь», згідно якому встановлено три рівня якості, що відповідають певному діапазону гранично допустимих розмірів дефектів і відносяться до зварних з'єднань.

Матеріалом дослідження були пластини розміром 300×100×3 мм з корозійностійкої жароміцної аустенітної сталі AISI 321 (аналог 12Х18Н10Т) з

© А.В. БЕРНАЦЬКИЙ, В.Д. ШЕЛЯГІН, О.В. СІОРА, В.М. СИДОРЕЦЬ, О.М. БЕРДНІКОВА, 2019



Рис. 1. Лабораторний стенд для лазерного зварювання в різних просторових положеннях

границею міцності σ_в = 520–560 МПа та наступним хімічним складом, %: С до 0,12; Si до 0,8; Mn 1–2; Ni 10–11; S до 0,2; P до 0,035 ; Cr 17–19; Ti — до 0,6; Fe — залишок.

Згідно з методикою експерименту, дослідження з лазерного зварювання в різних просторових положеннях проводили з використанням лабораторного стенду (рис. 1), який був змонтований на базі Nd:YAG-лазеру «DY044», виробництва фірми «ROFIN-SINAR» (Німеччина).

По схемі, що наведена на рис. 2, у пластинах зі сталі AISI 321, робили провари, при різних кутах нахилу α до горизонтальної площини механізму переміщення лазерної головки та струбцини зі зразком, а саме: у нижньому положенні; у вертикальному положенні; під кутами 60°; 45°; 30°. В усіх варіантах (крім нижнього положення), зварювання проводили «на підйом» (рис. 2, *a*) та «на спуск» (рис. 2, *б*). Зварювання виконували у неперервному та імпульсному режимах генерації лазерного випромінювання на попередньо обраних режимах зварювання. Кут падіння лазерного випромінювання *l* на пластину 2 (рис. 2) залишався незмінним при різних просторових положеннях та становив 90°.



Рис. 2. Схеми виконання проварів у пластинах при лазерному зварюванні «на підйом» (*a*) та «на спуск» (*б*): *1* — лазерне випромінювання, що фокусується лінзою; 2 — пластина; α — кут нахилу пластини до горизонтальної площини

За результатами візуального, радіографічного контролю та металографічних досліджень одержаних зразків, виконували оцінку їх рівня якості, на відповідність вимогам стандарту ДСТУ EN ISO 13919-1:2015.

Технологічний експеримент та його результати. При неперервному режимі генерації лазерного випромінювання, технологічні параметри процесу зварювання були наступними: потужність лазерного випромінювання 4,4 кВт; швидкість зварювання 100 мм/с, заглиблення положення фокальної площини лінзи, відносно поверхні зразків, що зварюються 1мм; витрати захисного газу (аргону) 500 см³/с.

При імпульсному режимі генерації лазерного випромінювання, технологічні параметри процесу зварювання були наступними: максимальна потужність лазерного випромінювання 4,4 кВт, відношення тривалостей імпульсу та паузи (прогальність) 1,67; частота слідування імпульсів 120 Гц; інші параметри аналогічні режимам зварювання при неперервному режимі генерації лазерного випромінювання.

За результатами візуального контролю одержаних проварів у зразках зі сталі AISI 321, встановлено наступне:

• в залежності від напрямку руху спостерігаються значні відмінності у зовнішньому вигляді поверхні шва, а саме, при зварюванні «на спуск» не зафіксовано кольорів мінливості при формуванні зварного шва, а при зварюванні «на підйом» спостерігаються кольори мінливості на поверхні зварного з'єднання;

 бризки зафіксовані при використанні неперервного та імпульсного режиму в усіх просторових положеннях, їхня кількість мінімальна при проплавленні у нижньому положенні, дещо зростає при куті нахилу 60° та вертикальному положенні та найвища кількість бризок спостерігаються при лазерному зварюванні на кутах нахилу 30° та 45°;

 при зварюванні «на підйом» у неперервному режимі генерації лазерного випромінювання при всіх кутах нахилу, верхній валик зварного з'єднання формується з незначним заниженням та з утворенням «гребінця», висота «гребінця» та величина заниження зростає зі збільшенням кута нахилу до горизонтальної площини;

• при зварюванні «на спуск» у неперервному режимі генерації лазерного випромінювання, верхній валик зварного з'єднання формується з незначним заниженням та з утворенням «гребінця», лише при куті нахилу 30°.

За результатами радіографічного контролю одержаних проварів, встановлено, що при зварю-

ванні «на підйом» та «на спуск» у неперервному режимі генерації лазерного випромінювання, при всіх кутах нахилу, не було виявлено внутрішніх дефектів у вигляді тріщин, пор та неметалевих включень.

Радіографічний контроль проварів, одержаних при зварюванні «на підйом» та «на спуск» у імпульсному режимі генерації лазерного випромінювання, показав наявність внутрішніх дефектів у вигляді поодиноких пор або ланцюжків пор при всіх кутах нахилу (табл. 1).

На рис. 3 наведено макроструктура шва зварного з'єднання, одержаного у нижньому просторовому положенні при неперервному режимі генерації лазерного випромінювання, мікроструктура металу у центрі та на лінії сплавлення.

Структура металу шва зварного з'єднання звареного у нижньому положенні-дисперсна, лита. На рис. З чітко видно дві зони: в центральній частині шва по всій висоті комірчасто-дендритна структура, в середній частині шва ближче до лінії сплавлення спостерігається зона тонких стовпчастих кристалітів, що ростуть в напрямку відводу тепла. Зони розділені смужкою більш дрібних кристалітів. Мікроструктура в центральній частині шва являє собою аустенітну матрицю з невеликою кількістю б-фериту (1,5-1,7 %). Розмір комірок становить, в основному, 12-13 мкм. Твердість металу шва зварного з'єднання у центральній частині складає HV1 2950-3090 МПа, є ділянки, де твердість підвищується до *HV*1 3200–3380 МПа. В нижній частині шва твердість підвищується до HV1 3320-3650 МПа. На лінії сплавлення зварного з'єднання мікроструктура також містить аустеніт і δ-ферит, вона дрібніша ніж в центрі шва. Ширина кристалітів становить 2–9 мкм. Твердість металу на лінії сплавлення зварного з'єднання становить HV1 2990-3030 МПа. Є окремі ділянки, де твердість підвищується до *HV*1 3160 МПа. У металі шва спостерігаються нітриди (в незначній кількості) і поодинокі шлакові включення. Зона термічного впливу (ЗТВ) не виражена, її струкТаблиця 1. Внутрішні дефекти у вигляді поодиноких пор або ланцюжків пор, виявлені при зварюванні «на підйом» та «на спуск» у імпульсному режимі генерації лазерного випромінювання

Напрямок зварювання	Кут нахилу α, °	Кількість одиночних пор	Ланцюжки пор/їх сумарна довжина, мм	Макси- мальний розмір пори, мм			
	30	_	*	0,4			
	45	1	_	0,3			
на спуск	60	7	—	0,5			
	90	_	2/25	0,5			
	30	-	*	0,3			
	45	-	-	-			
на шдиом	60	_	2/8	0,3			
	90	3	_	0,3			
ΗΠ	0		*	0,5			
* — по всій довжині шва; НП — нижнє положення.							

тура містить аустеніт, бал зерна в ЗТВ зварного з'єднання. Твердість ЗТВ зварного з'єднання становить *HV*1 2650–2840 МПа.

Як показали данні металографічних досліджень, у структурі зварних з'єднань, одержаних у різних просторових положеннях у сталі AISI 321 товщиною 3 мм, суттєвих відмінностей не спостерігається. При різних значеннях кута нахилу значення мікротвердості у відповідних зонах, розміри кристалітів, бал зерна у ЗТВ зварного з'єднання відрізняються приблизно на 10 %. Натомість форма одержаних проварів змінюється досить суттєво, як видно з табл. 2.

Обговорення отриманих результатів. Аналіз рентгенограм (рис. 4) показує тенденцію збільшення як кількості, так і розміру пор у зразках зі сталі AISI 321, при зменшенні кута нахилу з 90° до 0° при зварюванні «на спуск» та «на підйом» в імпульсному режимі генерації лазерного випромінювання. Треба відзначити малі значення сумарної проекції пор при зварюванні неперервним лазерним випромінюванням та під кутами 0° та 90° у імпульсному режимі зварювання. У той же час, варто відзначити тенденцію зменшення кіль-



Рис. 3. Структура металу зварного з'єднання, звареного у нижньому положенні: *а* — поперечний переріз шва, ×30; *б* — центр шва, ×400; *в* — лінія сплавлення, ×400

LTWMP'19

Таблиця 2. Форми проварів в пластинах зі сталі AISI 321 з кутами нахилу до горизонтальної площини від 90° до 0° при лазерному зварюванні «на спуск» та «на підйом» з різними режимами генерації лазерного випромінювання

Horngyon apoptopout	Kram voorvour	Імпульсний режим		Неперервний режим	
напрямок зварювання	Кут нахилу	Форма провару	Збільшення	Форма провару	Збільшення
«на спуск»	30°		×40		×50
	45°		×40		×25
	60°		×30		×25
	90°		×50		×40
	30°		×50		×30
	45°		×40		×30

Завершення табл. 2

Напрямок зварювання	Кут нахилу	Імпульсний режим		Неперервний режим	
		Форма провару	Збільшення	Форма провару	Збільшення
«на підйом»	60°		×25		×25
	90°		×50		×30
Нижнє положення	0°		×50		×30

кості та розміру одиночних пор (чи протяжності ланцюжків пор) при зварюванні «на підйом», у порівнянні з режимом зварювання «на спуск» при одному й тому ж куті при імпульсному режимі генерації лазерного випромінювання.

Згідно вимогам ДСТУ EN ISO 13919-1:2015, значення сумарної проекції пор для зварних з'єднань зі сталі AISI321 товщиною 3 мм, одержаних лазерним зварюванням у різних просторових положеннях, для одержання найвищого рівня якості «В» не повинно перевищувати значення 0,7 %. Аналіз одержаних даних дозволяє стверджувати, що за цим показником всі одержані шви відповідають вказаним вимогам.

Встановлено, що залежність площі провару від кута нахилу при збільшенні його від 0° до 90°, має немонотонний характер при зварюванні як «на спуск», так і «на підйом», незалежно від режиму генерації лазерного випромінювання (рис. 5). Встановлено, що максимальні значення площі провару на всіх режимах спостерігається при куті нахилу 45°. Дане явище можна пояснити як зміною характеру течій у ванні розплаву, так і зміною ступеню впливу газового захисту зони зварювання. Однак для формулювання остаточних висновків, це явище потребує додаткового всебічного вивчення. Треба відзначити, що для залежностей площі поперечного перерізу швів зварних з'єднань зі сталі AISI321 товщиною 3 мм, одержаних лазерним зварюванням у різних просторових положеннях (рис. 5), було характерним те, що при непе-



Рис. 4. Залежність сумарної площі проекцій пор від параметрів режимів лазерного зварювання сталі AISI 321 товщиною 3 мм, одержаних у різних просторових положеннях



Рис. 5. Залежність площі поперечного перерізу швів зварних з'єднань зі сталі AISI321 товщиною 3 мм, одержаних лазерним зварюванням у різних просторових положеннях, від кута нахилу

рервному режимі «на підйом» величина площі поперечного перерізу зварних з'єднань при різних кутах зварювання відрізняється не більше ніж у 1,31 рази. У той час, коли при зварюванні «на спуск» у неперервному режимі генерації лазерного випромінювання, максимальні та мінімальні значення залежностей відрізняються майже у 2,1 рази (рис. 6). При цьому максимальні площі поперечного перерізу швів одержані при зварюванні «на спуск» та «на підйом» з кутом нахилу 45° у неперервному режимі генерації лазерного випромінювання, відрізняються майже у 1,5 рази. Вочевидь, це відбувається за рахунок більш тривалого перебування металу зварного з'єднання при тем-



Рис. 6. Залежність висоти шва у зварних з'єднаннях зі сталі AISI321 товщиною 3 мм, одержаних лазерним зварюванням у різних просторових положеннях, від кута нахилу

пературах вищих за температуру плавлення. Це призводить до збільшення об'єму ванни розплавленого металу, та як результат, — й площі зварного з'єднання. Встановлено, що при зміні режиму генерації лазерного випромінювання з неперервного на імпульсний при куті нахилу зварювання 45°, відсутня тенденція значного збільшення площі провару.

При зварюванні у різних просторових положеннях з використанням імпульсного режиму генерації лазерного випромінювання, вказані данні, щодо площі поперечного перерізу швів значно відрізняються (рис. 5). Так, при імпульсному зварюванні як «на підйом», так і «на спуск», максимальні та мінімальні значення площі поперечного перерізу швів відрізняються для кутів 0° та 45° приблизно у 2,5 рази (рис. 5). При цьому площі поперечного перерізу зварних з'єднань, одержаних при зварюванні «на спуск» та «на підйом» при однакових кутах зварювання у імпульсному режимі генерації лазерного випромінювання, відрізняються менше ніж на 5 %.

На рис. 6 показана залежність висоти шва у різних просторових положеннях, від кута нахилу. Як й для площі провару, характер залежностей немонотонній. Але різниця значень, одержаних для зварювання «на підйом» та «на спуск», для переважної більшості контрольних точок не перевищує 15 %, при одному й тому ж режимі генерації лазерного випромінювання. Цікавим є той факт, що максимально високі значення спостерігаються при зварюванні з кутом нахилу 45° у імпульсному режимі «на спуск» та неперервному режимі «на підйом» (рис. 6). У той час, коли при зварюванні у неперервному режимі «на спуск» та імпульсному режимі «на підйом», максимальні значення одержані при куті нахилу 60°. Величини, які перевищують товщину 3,0 мм пластин, що зварювались, пояснюються утворенням верхнього та нижнього валиків зварного з'єднання при повному проварі зразків. Варто відзначити, що зміна висоти шва у зварних з'єднаннях зі сталі AISI321 товщиною 3 мм, при зміні кута нахилу при лазерному зварюванні на неперервному режимі «на підйом» не перевищує 22 %. У той час, коли при зварюванні «на спуск» у неперервному режимі генерації лазерного випромінювання це значення складає 27 %, а при зміні режиму генерації на імпульсний наближається до 100 %.

Аналіз результатів досліджень виконаних на пластинах та описаних вище, дозволив зробити науково обґрунтований вибір просторових положень та підібрати технологічні параметри, на яких планується виготовлені контрольні стикові
з'єднання зі сталі AISI 321 товщиною 3,0 мм. При виборі просторових положень керувалися наступними показниками: досягненням максимальної глибини провару; якісного формуванням зварного з'єднання; відсутності (або мінімальної кількості бризок); відсутності (або мінімальної величини) заниження шву; відсутності (або мінімальної висоти) «гребінця» верхнього валика. Виходячи з цих положень, були обрані нижнє та вертикальне просторові положення, як найбільш перспективні для одержанні стикових зварних з'єднань, що відповідають вимогам одержання найвищого рівня якості «В», згідно ДСТУ EN ISO 13919-1:2015.

Висновки

Просторове положення при лазерному зварюванні корозійностійкої жароміцної аустенітної сталі AISI 321 кардинально впливає на рівень якості та структуру зварних з'єднань.

Зменшення кута нахилу від 90° до 0° при зварюванні «на спуск» та «на підйом» в імпульсному режимі генерації лазерного випромінювання призводить до збільшення як кількості пор, так і їх розміру. У той час, як при неперервному режимі генерації лазерного випромінювання, дефекти у вигляді пор не спостерігаються.

При лазерному зварюванні стикових з'єднань зі сталі AISI 321, найбільш перспективними є нижнє та вертикальне просторові положення, як такі, що забезпечують найвищий рівень якості.

- Serdar M., Meral C., Kunz M. et al. (2015) Spatial distribution of crystalline corrosion products formed during corrosion of stainless steel in concrete. *Cement and Concrete Research*, 71, 93–105.
- 2. Vasantharaja P., Vasudevan M., Palanichamy P. (2015) Effect of welding processes on the residual stress and distortion in

type 316LN stainless steel weld joints. *Journal of Manufacturing Processes*, **19**, 187–193.

- Chater, J. (2016) What prospects for stainless steel in 2016. Stainl. Steel World, 1(2), 1–5.
- Kumar A., DebRoy T. (2007) Heat transfer and fluid flow during gas-metal-arc fillet welding for various joint configurations and welding positions. *Metallurgical and Materials Transact. A*, 38(3), 506–519.
- 5. Tsai M.J., Lee H.W., Ann N.J. (2011) Machine vision based path planning for a robotic golf club head welding system. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 27(4), 843–849.
- Лесков Г.И., Живага Л.И. (1980) Формирование швов при электроннолучевой сварке сталей большой толщины в различных пространственных положениях. *Автоматическая сварка*, **10**, 1–5. (Leskov G.I., Zhivaga L.I. (1980) Formation of joints in the process of electron beam welding of large size steel in different spatial positions. *Avtomaticheskaya Svarka*, **10**, 1–5.).
- Sohail M., Han S.W., Na S.J. at al. (2015) Numerical investigation of energy input characteristics for high-power fiber laser welding at different positions. *The Int. J. of Advanced Manufacturing Technology*, 80(5–8), 931–946.
- Shelyagin V., Khaskin V., Bernatskyi A. et al. (2018) Multipass laser and hybrid laser-arc narrow-gap welding of steel butt joints. *Materials Sci. Forum*, **927**, 64–71.
- 9. Kah P., Lu J., Martikainen J., Suoranta R. (2013) Remote laser welding with high power fiber lasers. *Engineering*, 5(09), 700.
- 10. Seyffarth P., Krivtsun I. (2014) Laser-arc processes and their applications in welding and material treatment. CRC Press.
- Artinov A., Bakir N., Bachmann M. et al. (2018) Weld pool shape observation in high power laser beam welding. *Procedia CIRP*, 74, 683–686.
- Krivtsun I., Reisgen U., Semenov O., Zabirov A. (2016) Modeling of weld pool phenomena in tungsten inert gas, CO₂-laser and hybrid (TIG+ CO₂-laser) welding. *Journal of Laser Applications*, 28(2), 022406.
- Khaskin V., Korzhyk V., Sidorets V. et al. (2016). The influence of the absorption coefficient of laser radiation on the process of laser-arc welding. *American Scientific Journal*, 4, 81–87.

NEW BOOK



Physical processes in welding and material treatment. Theoretical investigation, mathematical modelling, numerical simulation collection of articles and reports: Collection of articles and reports edited by Prof. I.V. Krivtsun. Kyiv: International Association «Welding», 2018. — 642 p. ISBN 978-617-7015-74-0 (in Russian, English, Ukrainian).

The collection includes 86 papers and reports of research workers of the Department of physics of gas discharge and plasma technique at the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, being published in the period of 1978–2018. It generalizes the forty-year experience of research activity of the Department in the field of theoretical research and computer modelling of physical phenomena taking place in arc, plasma, laser and hybrid processes of welding, surfacing and coating deposition. It can be interesting and useful to the scientists, engineers and technologists dealing with the problems of arc, plasma, laser and hybrid welding and material treatment as well as post graduates and students studying theoretical basics of welding and related processes.

Orders for the collection, please send to the Editorial Board.

Collection in the open acces: https://patonpublishinghouse.com/compilations/Krivtsun_Sbornik_2018_small.pdf

ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ КОМБІНОВАНИХ ЛАЗЕРНО-ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ БІМЕТАЛІВ

Л.Ф. ГОЛОВКО, В.В. РОМАНЕНКО, М.С. БЛОЩИЦИН, С.С. САЛІЙ, А.О. САЛЕНКО НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Запропоновані комбіновані лазерно-ливарні процеси виготовлення біметалевих пар нержавіюча сталь мартенситного або аустенітного класу з одного боку, а з іншого — конструкційна сталь або чавун, з товщиною функціонального шару від 1 мм до 5 мм. Результати математичного моделювання показали, що при потужності лазерного джерела 8,5 кВт, швидкості відносного руху заготовки і променю 1м/хв, при амплітуді сканування променю 50 мм, частоті 200 Гц, проплавлення поверхні однієї складової відбувається на глибину до 0,2 мм по всій амплітуді сканування, чого достатньо для подальшого заливання розплавленого компоненту іншого складу із спеціального дозуючого пристрою. Встановлено, що при підігріванні складової біметалу використанням додаткового джерела енергії можна значно зменшити потрібну потужність випромінювання або суттєво підвищити продуктивність обробки шляхом збільшення швидкості її переміщення. Управління процесом здійснюється комплексною зміною параметрів сканування, потужності лазерного випромінювання та висоти напірного стовпа розплаву в дозуючому пристрої.

Одним із найкращих і перспективних шляхів підвищення ефективності сучасного виробництва є застосування біметалів, поверхневий шар яких товщиною до 4–5 мм відповідає функціональним вимогам, які висуваються умовами експлуатації, а решта конструктивними особливостями виробу. Біметали застосовуються в багатьох галузях промисловості [1]. До найбільш ефективних способів виготовлення біметалів у порівнянні з процесами, які надійшли у промисловість останнім часом (зварювання вибухом [2, 3], електродугове або електрошлакове наплавлення [4, 5] й іншими), слід віднести нові комбіновані лазерно-ливарні [6, 7], механо-ливарні [8] та механо-зварювальні процеси [9, 10].

Основним серед них є процес[11], розроблений в НТУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського» спільно з ФТІМС НАН України, при якому поверхневий шар функціональної складової біметалу певної товщини розплавляється сфокусованим у відрізок лінії лазерним випроміненням, після чого в зону його дії подається розплав другої конструктивної складової, підготовлений індукційним способом.

Розв'язок теплової задачі числовим методом дозволив встановити вплив величини й розподілу густини потужності лазерного випромінювання та швидкості відносного руху на параметри ванни розплаву, що дає можливість з корекцією моделі шляхом проведення додаткових експериментів, достатньо точно керувати товщиною розплавленого шару.

Показано, що головною проблемою даного способу є його продуктивність, оскільки вона залежить від розміру сфокусованого лазерного пучка в напрямку перпендикулярному швидкості його переміщення, величини останньої й потужності випромінювання. У певній мірі ця проблема вирішується застосуванням спеціальних систем фокусування, що забезпечують однокоординатне високочастотне сканування опромінюваної поверхні. Однак максимальна амплітуда сканування обмежена теплопровідністю опромінюваного матеріалу і нерівномірністю розподілу інтенсивності випромінювання в зоні фокусування.

Збільшити ширину опроміненої зони можна шляхом розділення основного пучка випромінення на кілька паралельно спрямованих та застосуванням такої ж кількості систем сканування.

Згадана проблема може бути вирішена шляхом розділення основного пучка волоконного лазера на кілька паралельно спрямованих та сфокусованих пучків.

Наведені способи в певній мірі дозволяють вирішити проблему підвищення продуктивності виготовлення біметалів, але ж при значному збільшенні його собівартості.

Більш привабливим з цієї точки зору є лазерно-ливарний процес з використанням систем, що дозволяють фокусувати лазерне випромінення у відрізок лінії з Гаусово-прямокутним розподілом інтенсивності [12–14] у поперечному напрямку.

Значний інтерес представляє розроблений та досліджений механо-ливарний процес виготовлення біметалів. Головною відмінністю цього процесу є те, що на поверхні функціональної складової біметалу виготовляється спеціальний макрорельєф. Підготовлений таким чином лист розміщується у керамічній формі, після чого на його поверхню спрямовується передчасно підготовлений розплав другої конструктивної складової біметалу. Розроблений спосіб дозволяє у широкому діапазоні змі-

© Л.Ф. ГОЛОВКО, В.В. РОМАНЕНКО, М.С. БЛОЩИЦИН, С.С. САЛІЙ, А.О. САЛЕНКО, 2019

нювати розмірні і функціональні характеристики біметалів у залежності від умов експлуатації, вартості й продуктивності виробництва.

У даній роботі більш детально представлено результати теоретичного й експериментального дослідження першого із згаданих способів.

Предметом дослідження є умови утворення локальної сталої зони розплавленого металу, яка формується на поверхні функціональної складової біметалу при дії лазерного випромінювання. Наявність такої зони, її геометричні розміри, закономірності формування у сукупності зі швидкістю відносного руху визначають можливість утворення між нею і расплалавом другої складової біметалу металургійної зв'язку.

Визначений інтерес представляє схема (рис. 1), що передбачає сканування поверхні однієї зі складових біметалу, що переміщується зі швидкістю V, сфокусованим лазерним пучком з потужністю P. При цьому лазерний промінь має певну частоту fck, задану траєкторією й амплітуду Ack переміщення, що обумовлюють оплавлення поверхневого щару на глибину Z. В утворений розплав зі спеціальної фурми із заданою витратою Q подається розплавлений метал другої складової біметалу, ширина потоку якого B відповідає амплітуді сканування пучка. Перша складова біметалу прямолінійно переміщується відносно осі пучка з постійною швидкістю.

У відповідність з цією схемою на процес формування біметалу впливають три основні групи чинників. Першу групу утворюють параметри лазерного пучка і характеристики матеріалу функціонального шару. Другу групу — фактори, що характеризують розплавлений метал другої складової. Третя група об'єднує чинники, що відображають геометричні параметри відносного розташування й кінематики відносного переміщення складових біметалу. Умови формування стаціонарної зони оплавленої поверхні складової біметалу при нагріванні скануючим лазерним пучком визначались математичним моделюванням. Вихідними даними для розрахунків були прийняті наступні параметри обробки і конфігурації основи: матеріал — сталь 40Х13; конфігурація — 50×50×2 мм; амплітуда сканування 20, 30 та 50 мм; частота сканування лазерного променя — 100, 200 Гц; швидкість переміщення основи — 1, 10 м/хв; потужність лазерного випромінювання — 2 кВт.

Головним завданням моделювання є визначення необхідної потужності лазерного випромінювання, при якій в зоні обробки при заданих режимах забезпечується гарантоване підплавлення поверхневого шару.

Аналіз результатів моделювання показав, що найбільш ефективним процесом підплавлення по-



Рис. 1. Лазерно-ливарнор процес виготовлення біметалів

верхневого шару функціональної складової біметалу є лазерна обробка при амплітуді сканування променю 50 мм, частоті 200 Гц, швидкості відносного руху заготовки і променю 1м/хв, потужності випромінювання 8,5 кВт.

При таких умовах прогрівання поверхневого шару до температури плавлення відбувається на глибину до 0,2 мм по всій амплітуді сканування, як це показано на рис. 2. При збільшенні швидкості переміщення основи в 10 разів для збереження режиму проплавления потужність лазерного випромінювання необхідно збільшити до 14 кВт.

Дослідженнями встановлено, що при підігріванні складової біметалу використанням додаткового джерела енергії можна значно зменшити потрібну потужність випромінювання або суттево підвищити продуктивність обробки шляхом збільшення швидкості її переміщення.

При виготовленні біметалу необхідно забезпечити рівномірну подачу розплаву з фурми в зону дії лазерного випромінювання на поверхні функціональної складової. У даній роботі розглядається один з найпростіших способів доставки розплаву на поверхню функціональної складової біметалу.

В основі способу лежить напірна подача розплаву через отвір в фурмі, що має прямокутний перетин. Фурма оснащена пристроєм підігріву, що дозволяє підтримувати стабільну температуру рідкого металу, а також механізмом, що забезпечує підтримку сталості рівня рідкого металу в ній.



Рис. 2. Розподіл температур по глибині функціональної складової на відстані 2 мм від лазерного пучка через 6 с після початку обробки при A = 50 мм, P = 8,5 кВт, $V_y = 1$ м/хв



Рис. 3. Залежність товщини наплавленого шару від висоти стовпа розплаву в фурмі



Рис. 4. Зразки біметалів, отриманих з використанням запропонованих процесів

Регулювання швидкості витікання рідкого металу через спеціальний отвір у фурмі здійснюється зміною висоти його напірного стовпа. При цьому необхідно враховувати рівень тиску, який зумовлює необхідну швидкість витікання розплавленого металу, а також його втрати при проходженні розплавом отвору.

На рис. 3 наведена залежність товщини конструктивного шару біметалу, що утворюється при різних умовах його витікання із фурми.

Розроблені процеси дозволяють виготовляти біметали типу «корозійно-стійка сталь мартенситного класу 40Х13 — сталь Ст.3», «корозійно-стійка сталь аустенітного класу 12Х18Н10Т — сталь Ст.3 або сірий чавун» й інші, з товщиною функціонального шару від 1 до 5 мм.

Між функціональним шаром і основою технологією виготовлення забезпечується металурогійний зв'язок. Вартість й продуктивність виготовлення біметалу залежать від характеристик функціонального шару: хімічного й фазового складу, його товщини й твердості, міцності зчеплення з основою, геометричних розмірів й конфігурації листа біметалу. На рис. 4 представлені зразки біметалів, отриманих різними зі згаданих способів.

Висновки

Умова існування постійної зони розплаву залежить від температурних характеристик і властивостей матеріалу. Саме вона є головним чинником, що визначає параметри сканування лазерного пучка, його поперечні розміри і потужність випромінювання.

Управління процесом доцільно здійснювати комплексною зміною параметрів сканування, потужності лазерного випромінювання та висоти напірного стовпа розплаву.

Головним напрямком удосконалення лазерно-ливарного процесу виготовлення біметалів є створення надійних оптичних систем, які дозволяють концентрувати потужні лазерні пучки й отримувати в площині фокусування прямокутно-Гаусовий розподіл інтенсивності випромінювання, параметри якого можно змінювати в широкому діапазоні значень.

- 1. Сиротенко Л.Д., Шлыков Е.С. (2015) Применение биметаллических материалов в машиностроении. Современные проблемы науки и образования, 2–1.
- 2. Лысак В.И., Кузьмин, С.В. (2005) *Сварка взрывом*. Москва, Машиностроение.
- Шленский, П.С., Добрушин, Л.Д., Фадеенко, Ю.И., Венцев С.Д. (2011) Камеры для сварки металлов взрывом (Обзор). Автоматическая сварка, 5, 57–61.
- Медовар Л.Б., Саенко В.Я., Ус В.И. (2005) Особенности конструирования биметаллических заготовок для производства арматурного профиля с коррозионно-стойким плакирующим слоем из стали 316L. Современная электрометаллургия, 2, 9–14.
- 5. Родионова И.Г. (2006) Разработка коррозионно-стойких биметаллических материалов с высокопрочным соединением слоев путем использования электрошлаковой наплавки (ЭШН). РЖ 15. *Металлургия*, **3**, 19с–19с.
- Golovko L., Salii S., Bloshchytsyn M. (2018) Development of the laser-foundry process for manufacture of bimetalls. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, Vol. 4, 1 (94), 47–54.
- Lykhoshva V., Savina L.A., Savin V.V et al. The application of the hybrid method the powder-laser-casting technology for production of porous alloys based on aluminum: *Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials*, *Transact. Tech. Publ.*, **19**, 11–15.
- 8. Wang T., Liang C., Chen Z. et al. (2014) Development of an 8090/3003 bimetal slab using a modified direct-chill casting process. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(9), 1806–1811.
- Покляцкий А.Г., Ищенко А.Я., Яворская М.Р. (2007) Прочность соединений тонколистовых алюминиевых сплавов, полученных сваркой трением с перемешиванием. *Авто-матическая сварка*, 9, 50–53.
- Chen Y., Nakata K. (2009) Friction stir lap welding of magnesium alloy and zinc-coated steel. *Materials Transact.*, 50(11), 2598–2603.
- Головко Л.Ф., Кривцун І.В., Лихошва В.П. та ін. (2014) Пристрій для лазерно-ливарного виготовлення біметалів. Україна, Пат. 201409701.
- Гнатовський О.В., Логінов О.П. Медвідь Н.В. та ін. (1980) Перетворення просторово-кутових характеристик гаусових пучків за допомогою фазових масок.
- Гуреев Д.М., Евстратов В.А., Катулин В.А. и др. (1982) Выравнивание распределения плотности энергии по сечению пучка твердотельной лазерной технологической установки. Квантовая электроника, 9(4), 815–817.
- Голуб М.А., Досколович Л.Л., Казанский Н.Л. и др. (1990) Вычислительный эксперимент с фокусатором Гауссова пучка в прямоугольник с постоянной интенсивностью. Компьютерная оптика, 7.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНОГО ПСЕВДО-α-ТИТАНОВОГО СПЛАВА

С.Г. ГРИГОРЕНКО, В.Ю. БЕЛОУС, Т.Г. ТАРАНОВА, Э.Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

В настоящее время для изготовления изделий и конструкционных элементов из титановых сплавов широкое применение получила электронно-лучевая сварка, позволяющая соединять детали с минимальным короблением. Высокие скорости охлаждения металла шва и зоны термического влияния, а также повышенная чувствительность жаропрочных сложнолегированных титановых сплавов к термическому воздействию приводят к пониженной пластичности соединения, вследствие чего могут образовываться дефекты в виде трещин. Оценивалось влияние некоторых параметров луча на форму металла шва и стойкость к образованию трещин в титановом жаропрочном сплаве. Определены механические свойства соединений и режимы ЭЛС сварки сплава Ti–6Al–2,5Sn–3,88Zr–0,39Mo–0,55Si, обеспечивающие отсутствие трещин.

Цель работы — изучить влияние режима фокусировки электронного луча и дополнительного облицовочного прохода на формирование структуры сварного соединения опытного псевдо-а-титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Mo–V–Si. Сплав относится к жаропрочным. В структуре наблюдается равномерное распределение дисперсных упрочняющих частиц, которые имеют неоднородный химический состав и представляют собой сложные силициды (Ti, Zr)₅(Si, Al)₃. Их размер не превышает 150 нм.

ЭЛС выполняли на установке УЛ144 в нижнем положении. Толщина образцов составляла 8 мм.

Сварку осуществляли двумя способами: сварка за один проход; сварка за два прохода. Второй проход выполнялся с целью разглаживания подрезов. При этом электронный луч формировался с круговой разверткой (диаметр составлял 2 мм, ток фокусировки 960 мА), сквозного проплавления при выполнении 2-го прохода не достигалось.

Часть соединений выполняли при расфокусированом луче (ток фокусировки составлял 960 мА), а часть с острой фокусировкой луча (ток фокусировки составлял 980 мА). Остальные параметры ЭЛС были следующие: ускоряющее напряжение — 60 кВ; ток луча при выполнении первого



Рис. 1 Общий вид сварных образцов опытного сплава, полученных ЭЛС с использованием разных технологических приемов (лицевая сторона): *a* — обр. № 1; *б* — обр. № 2; *в* — обр. № 3; *г* — обр. № 4

© С.Г. ГРИГОРЕНКО, В.Ю. БЕЛОУС, Т.Г. ТАРАНОВА, Э.Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ, 2019

No official	Ширина шва, мм				Ширина ЗТВ, мм	Занижение, мм		
л≌ооразца	верх	средняя часть	корень	верх	средняя часть	корень	верх	корень
1	2,50	2,63	3,25	1,00	1,50	0,75	1,50	0,88
2	7,50	2,88	3,50	1,50	1,60	0,75	0,38	1,00
3	2,43	2,00	3,00	1,38	1,25	0,75	0,75	1,25
4	6,95	2,79	2,98	1,50	1,63	0,75	0,38	1,25

Таблица 1. Параметры сварных соединений



Рис. 2. Структура образца № 1: *а* — поперечный макрошлиф сварного соединения; *б* — микроструктура шва (×500); *в* — участок с трещиной (×100)

прохода — 90 мА; ток луча при выполнении второго прохода — 80 мА; скорость сварки — 7 мм/с.

Для исследований было подготовлено четыре образца сварных соединений: № 1 — ЭЛС расфокусированным лучом; № 2 — ЭЛС расфокусированным лучом + облицовочный проход; № 3 — ЭЛС сфокусированным лучом; № 4 — ЭЛС сфокусированным лучом + облицовочный проход.

При внешнем визуальном осмотре полученных соединений (рис. 1) были выявлены поперечные трещины в образцах № 1 и № 2. Анализ формы проплавления и размеров сварных соединений на поперечных макрошлифах (табл. 1) показал, что



Рис. 3. Структура образца № 2: *а* — поперечный макрошлиф сварного соединения; *б* — микроструктура шва (×200)

наиболее узкий шов наблюдается в образце № 3, где сварка проводилась за один проход сфокусированным лучом.

Анализируя результаты металлографических исследований можно сделать следующие выводы. На образцах, полученных ЭЛС расфокусированным лучом, наблюдаются поперечные трещины. В структуре швов сварных соединений образцов № 1, № 2 и № 4 были обнаружены дефекты в виде пор или трещин (рис. 2, 3, 5). Дефекты выявляются преимущественно вблизи линии сплавления и располагаются по границам столбчатых кристал-



Рис. 4. Структура образца № 3: *а* — поперечный макрошлиф сварного соединения; *б* — участок шва (выделение дисперсной фазы) (×500)

Таблица 2. Механические свойства исследуемых сварных соединений

№ образца	Временное сопротивление разрыву, σ _в , МПа	Ударная вязкость, КСV, Дж/с
1	981	10,0
2	962	9,94
3	1099	18,1
4	955	8,8

литов. В структуре сварного шва образца № 3 (рис. 4) в некоторых участках по границам зерен наблюдается выделение дисперсной фазы.

Анализ результатов механических испытаний сварных соединений (табл. 2) показал, что соединение, полученное ЭЛС сфокусированным лучом с величиной тока фокусировки 980 мА без дополнительного облицовочного прохода (образец № 3), что обеспечивает формирование шва малой ширины (2мм), имеет наиболее высокие показатели прочности ($\sigma_{\rm B} = 1099$ МПа) и ударной вязкости (KCV = 18,1Дж/см²).

Выводы

 После электронно-лучевой сварки в структуре соединений наблюдается метастабильная α' – фаза и дисперсные частицы силицидов титана. Силициды расположены как внутри зерен, так и по границам.

 Применение при электронно-лучевой сварке режимов с увеличенным объемом сварочной ванны (сварка расфокусированным лучом или применение дополнительного облицовочного прохода)



Рис. 5. Структура образца № 4: *а* — поперечный макрошлиф сварного соединения; *б* — участок шва с трещиной (×500)

ведет к формированию в шве значительной пористости и появлению холодных и горячих трещин.

3. Наиболее узкий шов, бездефектная структура и самые высокие показатели прочности и ударной вязкости наблюдаются в соединении, полученном однопроходной ЭЛС сфокусированным лучом.

4. Учитывая склонность экспериментального сплава к трещинообразованию, рекомендуется рассмотреть возможность применения перед сваркой предварительного подогрева.

Пошаровий синтез за допомогою зварювальної дуги: економічний 3D друк металевих виробів

Технологія пошарового синтезу за допомогою зварювальної дуги викликає значний інтерес у промисловців. Завдяки методу наплавки шарів виробництво за допомогою зварювальної дуги стає надзвичайно гнучким з погляду можливостей виготовлення деталей найрізноманітніших геометричних форм. Технологія пошарового синтезу за допомогою зварювальної дуги за економічністю суттево переважає інші методи адитивної металообробки, зокрема, коли йдеться про виготовлення прототипів і виробництво дрібних партій. Головним фактором оцінки якості виготовлених компонентів є процес зварювання. Процес Cold Metal Transfer, який розробила компанія Fronius, відповідає всім вимогам до процесів пошарового синтезу за допомогою зварювальної дуги.



Під час пошарового синтезу за допомогою зварювальної дуги деталь (з титану) зварюють шар за шаром, а потім піддають механічній обробці.





Технологія пошарового синтезу за допомогою зварювальної дуги дає змогу використовувати на виробництві найрізноманітніші присадні матеріали, зокрема, звичайну та хромонікелеву сталь, алюміній і бронзу.

PECULARITIES OF ELECTRON BEAM WELDING OF HOT-ROLLED ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS

D. DRIMAL, M. KASENCAK, F. KOLENIC, A. KRAMARCIK, L. KOVAC PRVA ZVARACSKA a. s., Bratislava Slovak Republic

This paper presents results of experiments on electron beam welding of Al–Li alloys. The wrought AW 2099 alloy was used as experimental material. AW 2099 alloy in T83 condition of thickness 25 mm was used. The microstructure of experimental alloy was degraded by annealing and deformation before welding. The original thickness 25 mm was reduced to 3 mm by hot rolling without any subsequent additional heat treatment. The full penetration butt-welds and T-joint configurations were made by electron beam. These welded joints underwent investigation of basic mechanical testing (tensile strength, bending, hardness) and metallographic inspection for internal defects and microstructure identification. Welded joints didn't have significant internal defects, but tensile strength and plastic properties were deteriorated significantly by welding process and previous deformation. The heat treatment was performed for improvement of mechanical and plastic properties. The heat treatment mode consists of solution treatment (annealing) followed by quenching and subsequent aging cycles.

Aluminium alloys alloyed by lithium can be included in the category of high strength light alloys. These alloys are mostly used in aviation and space industry. Lithium as alloying element results into reduction of specific weight and increase of modulus of elasticity, while lithium effect is much stronger compared to others alloying elements. Addition of Li promotes formation of strong strengthening phases and increase of fatigue crack resistance. Recent investigations of Al–Li alloys resulted in formation of new generation of alloys. These alloys are characterized by not only weight reduction, but also improvement of properties such as corrosion resistance, good strength and ductility, and workability such as machining, forging, bending, and welding [1–4].

To get best results of Al–Li alloys in terms of mechanical properties it is necessary to perform T8 treatment. The treatment consists of solution treatment, quenching, cold deformation and artificial treatment, which is a key factor to achieve desired structure and uniform precipitation. Cold deformation is necessary for generation of dislocation network that works as nuclei for strengthening phases formation with finer microstructure and development of conditions for precipitation in grain boundary regions. Phases on grain boundaries are unfavourable in terms of material toughness.

The Al–Li alloys are grouped by weldability [5]. Degradation of structural and mechanical properties of weld metal and HAZ should be taken into account due to welding heat cycle. The welding methods with limited heat input are favourable for joining Al–Li alloys. The most common defects in fusion welds and HAZ are porosity, hot cracks and microstructure degradation. Porosity is caused mainly by lithium reactivity. Lithium is present in structure not only in form of phases, but also in form of different compounds (such as carbonate, hydroxide or hydride). These com-

pounds decay due to effect of heat and form various gases that can be entrapped in the weld metal mostly in the weld root area. Porosity can be reduced by mechanical or chemical treatment of surface or weld metal stirring. Hot cracking susceptibility is caused by formation of low melting eutectics. Formation of hot cracks can be suppressed by using pulse current, reduction of heat input, reduction of stresses in welded joint area or by combination of these methods. Mechanical properties of Al-Li alloys welded joints can be reduced to 50 % of mechanical properties of base metal. Mechanical properties degradation in weld metal and HAZ is caused by increase of phases that cannot used for strengthening. Using welding methods allowing limitation of heat input is preferable for Al-Li alloy joining. The compressor impellers working in less aggressive environments can be the next application field of Al-Li alloys. Low specific weight and favourable mechanical properties allow reducing moment of inertia and therefore energy consumption of these machines. Impeller wheels of compressors are parts with complex shape and their production without joining technologies is in some cases extremely expensive and sometimes impossible. The impeller consists of two hub discs among which are slots. There are number of different designs and manufacturing approaches with some advantages and disadvantages. And the production issues are caused primary by difficult-to-reach welded joint. Two basic types of impeller design are welded by electron beam in PRVÁ ZVÁRAČSKÁ a. s. Company. The first design is based on two hub discs fabricated by milling and each disc includes half of the blade. Discs are joined by butt weld in the middle of the blade. Another design is chosen for impellers with narrow channel (less than 4 mm). In the case of narrow channel impeller, one hub disc is milled with full blade and

Element	Content, wt.%	Element	Content, wt.%
Cu	2.4-3.0	Ti	0.10 max
Li	1.6-2.0	Fe	0.07 max
Zn	0.4-1.0	Si	0.05 max
Mg	0.10-0.50	Be	0.0001 max
Mn	0.10-0.50	Others, Each	0.05 max
Zr	0.05-0.12	Others, Total	0.15 max

Table 1. Nominal chemical composition of AW 2099 alloy

impeller is covered by second disc. The second hub disc is joined to the blades by T-weld.

Methods and materials. The aim of the work was to investigate possibilities of production of propeller wheels made of Al–Li alloys by electron beam welding and evaluate the achieved results of mechanical properties.

The technology development and experiments were carried out on an experimental classification — PZ EZ4. The universal electron beam complex for welding and surface treatment of materials is equipped with 3-axis positioning system continuously controlled and synchronized with technology. For powering the electron gun, the PZ EB 2.5 — 15 is used to generate an electron beam with accelerating voltage up to 60 kV and output up to 15 kW. The arbitrary waveform generator ETC M631 is integrated into the control system, which is used to control the electron beam deflection system.

AW 2099 alloy. Wrought AW 2099 alloy was used as experimental material (Table 1). AW2099 alloy was used in T83 condition with thickness 25 mm. The microstructure of experimental alloy was degraded by annealing and deformation before welding. The original thickness 25 mm was reduced to 3 mm by hot rolling without any subsequent additional heat treatment. The full penetration butt-welds and T-joint configurations were made by electron beam.

These welded joints underwent visual inspection, basic mechanical tests (tensile strength, bending, hardness) and metallographic examination for internal defects and microstructure identification.

Heat treatment. The part of welded samples was subjected to heat treatment. Heat treatment consists

Table 2. Final welding parameters for joining impeller by EBW through blade

Accelerating voltage U, kV	55
Initial welding current I_{w} , mA	40
Welding speed v_{w} , mm·s ⁻¹	25
Initial focal current $I_{\rm f}$, mA	800
Final defocus I _t , mA	+10
Dynamic deflection	sin 1500 V/cos 1500 V; (0.5 mm) f = 1000 Hz



Figure 1. Workplace of electron-beam complex PZ EZ 4

of solution treatment at T = 540 °C for 90 minutes followed by quenching into water. Next step was artificial ageing at temperature T = 160 °C for 18 hours. The temperatures and times for heat treatment have been chosen on the basis of available information from literature.

The research of joining technology was carried for both previously mentioned designs (butt weld — BW — blade joining and T-weld disc and blade joining. The welding procedures were proposed based on experiences with welding of titanium and steel impellers for both approaches. Because of preliminary tests and cost reduction the welding experiments were performed only with model impellers. Only blades were fabricated from AW 2099 alloy. The model discs were fabricated from mild steel and contained the slot in which the blades were inserted. The straight blades' design was used for samples with regard to further investigation of mechanical properties.

Butt weld – blade welding. Welding process parameters were adjusted based on trials with model impellers (Figure 2). The welding process was developed for constant accelerating voltage U = 55 kV. The welding current speed and focal position were set to achieve full penetration of the blade. Final parameters are listed in Table 2.

Production of T-weld to the blades through hub disc. Joining by T-weld through hub disc is used in case of narrow channel where BW – blade joining cannot be used because of electron beam dimensions. In this case the blade is part of hub disc and joint is formed by melting of blade disc interface. The welding process and test samples were made using simple T-joint configuration from AW 2099 sheets of 3.0 mm



Figure 2. Model impeller with test blade



Figure 3. Surface and root of butt weld sample



Figure 4. Surface of T-weld

for simplification. The weld penetration is not the main factor of weld strength in the case of T-weld. The weld strength is determined by weld width in the disc-blade interface. However, this weld width is limited by blade thickness and its thermal capacity. This unwelded area not only reduces effective weld width, but also acts as notch in the weld. The notch effect can be reduced by inserting brazing filler material to the joint and by application of hybrid welding process to some extent.

Advantage of this method is constant welding process over the entire length of the blade without necessity of change of welding current or focal position. Another benefit is absence of spatter in the impeller channel, in case of proper process setup.

At the same time the determination of actual weld penetration, as well as nonwelded area dimensions are complicated when ultrasonic testing method is applied.

Welding parameters were set by trials based on full penetration welding of sheet of 3.0 mm thickness. The set welding current was increased by 5 mA to secure sufficient penetration to the blade. The circular patter dynamic deflection of electron beam was used to increase weld width in the disc-blade interface. Used welding parameters are listed in Table 3.

Results. Surface of samples of butt weld was uniform without significant imperfections such as undercut, excessive weld metal, surface porosity, cracks or

Table 3. Final welding parameters for joining impeller by T-weld through disc

Accelerating voltage U, kV	55
Initial welding current I_{w} , mA	45
Focal current I_{w} , mA	807
Welding speed v_{w} , mm·s ⁻¹	30

spatters. Visual inspection of BW indicated excessive penetration. The root height was less than 0.5 mm over the whole weld length (Figure 3). Penetration inspection does not reveal any indications.

The surface of T-weld was uniform over the entire weld length without presence of spatters, porosity or cracks. No root penetration was observed out of blade material (Figure 4).

Macrostructure. Macrostructure of butt (Figure 5, a) weld reveals weld with full penetration without presence of any cracks. The weld metal includes one pore with diameter approx. 0.1 mm. HAZ is not significant and its width is up to 1.5 mm. Width of weld metal reaches 2.7 mm on the surface. Measured root width is 0.5 mm. The shape of weld shows some asymmetry probably because of fixture residual magnetisms.

T-weld (Figure 5, b) is not placed perfectly in the axis of blade and weld axis is shifted by 0.3 mm. Weld is 1.4 mm wide on the disc-blade interface and this width is proportional to T-weld strength. HAZ is not very significant similarly to BW.

Microstructure. Microstructure of base metal consists of grains elongated in the rolling direction with precipitated strengthening particles (Figure 6, a). The nature of microstructure does not change noticeably after heat treatment (solution annealing with water, quenching and artificial ageing) only grain growth can be observed and phases are finer (Figure 6, b).

We can observe surface appearance changes in the HAZ because of recrystallization during welding cycle (Figure 7, a). The fusion zone is formed by fine globular grains. The structure shows some grain growth after heat treatment cycle.



Figure 5. Macrostructure of weld without heat treatment: *a* — BW; *b* — T-weld



Figure 6. Microstructure of base metal: a — without heat treatment; b — with heat treatment



Figure 7. Microstructure of HAZ: a — without heat treatment; b — with heat treatment



Figure 8. Microstructure of weld metal: a — without heat treatment; b — with heat treatment

Weld metal has columnar shaped grains near the fusion zone. The axis of the grains is oriented in the steepest heat gradient. The columnar grains are transformed into polyedric grains. The phases are mainly in the grain boundary region in case of samples without heat treatment cycle (Figure 8, a). The grain growth also takes place in weld metal during heat treatment cycle (Figure 8, b). And the phases distribution is more uniform and phases are fine after heat treatment cycle (Figure 8, b).

The static tensile strength (Table 4) and bend test (Table 5) were performed so far. The base metal after solution treatment and thickness reduction from 25.0 mm to 3.0 mm reaches tensile strength over $R_{\rm m} = 428$ MPa and yield strength $R_{\rm p0.2} = 405$ MPa, but elongation was only A = 2 %. The degradation of

mechanical properties due to heat cycle takes place as expected. The tensile strength decreased by a third to over 281 MPa for the butt weld. Measured tensile strength was only 58 MPa in case of T-weld. This significant drop is also verified by calculation. The width of the blade was taken for calculation, not only weld width. The heat treatment cycle allows restoring to 94 % (over 405 MPa) of the original tensile strength in case of butt weld. Tensile strength was doubled by heat treatment to the value of over 128 MPa for T-weld. The failure of the samples without heat treatment occurs in fusion zone during tensile tests. The strength of weld metal was higher in comparison with base metal after heat treatment and therefore the failure takes place in base metal.

Sample	Yield strength, $R_{p0.2}$, MPa			Tensile strength, $R_{\rm m}$, MPa			Note
Base metal without heat treatment	410.5	405.2	407.4	434.3	428.3	428.0	A = 2 %
BW without heat treatment	-	-	_	281.1	284.0	282.8	Failure in fusion zone
BW with heat treatment	283.7	284.5	278.3	409.0	405.7	407.0	Failure in base metal
T-weld without heat treatment	-	-	-	58.5	58.6	58.2	Failure in weld metal
T-weld with heat treatment	109.3	114.0	114.9	128.0	133.3	132.5	Failure in weld metal

 Table 4. Result of tensile strength test of weld joints with and without heat treatment cycle

Table 5. Results of bend test of butt welded joints with and without heat treatment cycle

Sample	Bend angle, $^{\circ}$			Failure localization
BW without heat treatment	16	11	9	Failure in weld metal
BW with heat treatment	180	180	180	No failure

The bend test was performed with mandrel of D = 35 mm diameter with regard to the low plastic properties of original base metal (A = 2 %). This size of mandrel was used also for bend test of welded joints after heat treatment for better comparison. Samples of butt weld without heat treatment cycles rupture at bend angle from 9° to 16°. The failure was located in weld metal in all cases. No failure was observed after bend test of samples with heat treatment at bend angle of 180 °C (Table 5).

Conclusions

The achieved result showed suitability of chosen approach for application of Al–Li alloys in production of low stressed impeller with reduced power consumption. Proper setup of electron beam process results in production of sound welds with high quality. Over 94 % of original value of tensile strength was reached for butt weld using heat treatment cycle for improvement of the plastic properties. Bend angle of 180 ° was achieved for these samples.

The negative effect of welding heat impact on mechanical properties was identified as expected. This negative impact can be effectively suppressed by heat treatment cycle after welding. Optimum combination of solution treatment temperature and time together with artificial ageing can restore the properties almost to the original values. It is necessary to focus on the way how to increase the width of T-weld to the maximum achievable size to secure the highest strength of the welded joint.

Further work has to be done in the field investigation of dynamical properties and parameters for optimization of heat treatment cycle in order to increase mechanical and plastic properties.

Acknowledgments. This work was supported by the Slovak Research and Development Agency under the contract No. APVV-15-0337, APVV-16-0300, APVV-17-0432 and by Ministry of Education, Science, Research and Sport of the Slovak Republic within the project Req-00048-0005.

- Hrivňák, I. Zváranie a zvariteľnosť materiálov. (2009) *V Bratislave: Slovenská technická univerzita*. Edícia vysokoškolských učebníc. ISBN 978-80-227-3167-6.
- 2. Metalwebnews: Lithium aluminium alloys the new generation aerospace alloys. Metal Web News, ©2007 https://web. archive.org/web/20070928094349/http://www.metalwebnews.com/howto/alloys/alloys.pdf
- Lin Y., Z.Q. Zheng and S.C. Li. (2013) Effect of solution treatment on microstructures and mechanical properties of 2099 *Al–Li alloy*. [cit. 2019-01-24]. DOI: https://doi.org/10.1016/j. acme.2013.07.005
- Rioja, Roberto J. and John Liu. (2012) The evolution of Al–Li base products for aerospace and space applications. *Metallurgical and Materials Transact. A. Springer US*, 43(9), 3325– 3337. DOI: https://doi.org/10.1007/s11661-012-1155-z
- 5. Wang, S., Y. Huang and L. Zhao. (2017) *Effects of different aging treatments on microstructures and mechanical properties of Al–Cu–Li alloy joints welded by electron beam welding*. [cit. 2019-01-24]. DOI: https://doi.org/10.1016/j. cja.2017.07.002

ГИБРИДНАЯ ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННАЯ СВАРКА НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

И.В. КРИВЦУН¹, В.Н. КОРЖИК^{1,2}, В.Ю. ХАСКИН^{1,2}, З. ЛО², Е.В. ИЛЛЯШЕНКО¹

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев ²Китайско-украинский институт сварки им. Е.О. Патона, Гуанчжоу, КНР

Сварные изделия из тонколистовых нержавеющих сталей изготавливают современной промышленностью с целью применения в областях техники, связанных с необходимостью эксплуатации достаточно прочных конструкций, подверженных коррозии и определенным механическим воздействиям. Примерами таких задач могут быть: изготовление конструкций бытового назначения для условий морского климата или повышенной влажности, элементов корпусных конструкций транспортной техники (например, корпусов железнодорожных вагонов), сильфонных компенсаторов для атомной энергетики, оборудования химической и пищевой промышленности (например, баков, фильтров) и прочее. При этом часто ставятся задачи сварки нержавеющих сталей толщиной до 3,0 мм встык. Одним из современных инновационных способов сварки, позволяющим минимизировать остаточные деформации, получать высококачественные и долговечные соединения, является гибридная лазерно-микроплазменная сварка. Целью данной работы является отработка базовых технологических приемов гибридной лазерно-микроплазменной сварки тонколистовой нержавеющих сталей, выбор параметров режимов для таких приемов, а также проверка механических и коррозионных свойств получаемых соединений. В ходе данной работы исследовали гибридную лазерно-микроплазменную сварку тонколистовых нержавеющих сталей на примере стали SUS304 без присадочной проволоки и с её применением. Определили, что применение присадочной проволоки целесообразно начиная с толщин не менее 1.0 мм. При этом для полного переплава проволоки диаметром 0.8 мм в случае сварки с плотно состыкованными кромками погонную энергию процесса необходимо увеличить на 20-40 %, а в случае сварки с зазором между кромками — на 15-30 %. Величина зазора должна составлять порядка 15-20 % от толщины стыкуемых кромок. Определение механических и антикоррозионных свойств получаемых гибридной лазерно-микроплазменной сваркой соединений из нержавеющих сталей подтвердило перспективность промышленного применения этого способа.

Сварные изделия из тонколистовых нержавеющих сталей изготавливают современной промышленностью с целью применения в областях техники, связанных с необходимостью эксплуатации достаточно прочных конструкций, подверженных коррозии и определенным механическим воздействиям. Примерами таких задач могут быть: изготовление конструкций бытового назначения для условий морского климата или повышенной влажности, элементов корпусных конструкций транспортной техники (например, корпусов железнодорожных вагонов), сильфонных компенсаторов для атомной энергетики, оборудования химической и пищевой промышленности (например, баков, фильтров) и прочее. При этом часто ставятся задачи сварки нержавеющих сталей толщиной до 3,0 мм встык. Как правило, для решения таких задач используют контактную [1] или аргонодуговую сварку [2], реже — плазменную [3].

Однако, данные способы сварки далеко не всегда позволяют максимально приблизить механические характеристики получаемых соединений к характеристикам основного металла, а также часто не удовлетворяют требованиям минимизации остаточных сварочных деформаций тонколистовых сталей. Одним из лучших на сегодняшний день способов сварки с позиций минимизации остаточных деформаций, получения высококачественных и долговечных соединений является лазерная сварка [4]. Однако, из-за сравнительно высокой стоимости лазерного оборудования этот способ на сегодняшний день не получил широкого распространения. Одним из путей снижения стоимости лазерного оборудования является уменьшение мощности излучения за счет частичной ее замены плазменно-дуговой составляющей в сварочном процессе. Такой процесс называется гибридной лазерно-плазменной сваркой [5]. Если при этом сохранить качество сварных соединений близким к качеству лазерной сварки, возможно получение новой перспективной сварочной технологии. Поэтому данная работа посвящена исследованию возможностей гибридной лазерно-микроплазменной сварки тонколистовых нержавеющих сталей на примере стали SUS304 толщиной $\delta = 0,3-3,0$ мм.

Целью данной работы является отработка базовых технологических приемов гибридной лазерно-микроплазменной сварки тонколистовых нержавеющих сталей на примере стали SUS304, выбор параметров режимов для таких приемов, а также проверка механических и коррозионных свойств получаемых соединений.

Технологические исследования процесса гибридной лазерно-микроплазменной сварки нержавеющей стали SUS304 (аналог 08X18H10) прово-

© И.В. КРИВЦУН, В.Н. КОРЖИК, В.Ю. ХАСКИН, З. ЛО, Е.В. ИЛЛЯШЕНКО, 2019



Рис. 1. Схема интегрированного плазмотрона и проведения экспериментов: *1* — подача присадочной проволоки; *2* — крепление на руке робота; *3* — подача лазерного излучения мощностью 0,3–1,2 кВт; *4* — катодные узлы; *5* — направление сварки; *6* — газовая защита

дились согласно схеме, приведенной на рис. 1. В ходе экспериментов применяли дисковый лазер с длиной волны излучения $\lambda = 1.03$ мкм, мощность которого изменяли в пределах 0,3-1,2 кВт. Диаметр фокального пятна составлял порядка 0,4 мм. В примененном для исследований интегрированном коаксиальном плазмотроне прямого действия оригинальной разработки лазерное излучение совмещали со сжатой малоамперной дугой мощностью до 2,3 кВт [6]. В нем сфокусированное лазерное излучение и сжатая дуга выводились совместно через общее сопло Ø2,5 мм на свариваемый образец, расположенный на расстоянии порядка 3 мм от среза сопла. Фокальную плоскость лазерного излучения располагали на глубине порядка 0,5 мм относительно поверхности



Рис. 2. Внешний вид головки для лазерно-микроплазменной сварки в руке робота KUKA KR30HA: *1* — интегрированный плазмотрон; 2 — система защиты формируемого шва; 3 — мундштук для подачи присадочной проволоки



Рис. 3. Внешний вид пластин стали SUS304 ($\delta = 3,0$ мм), сваренных встык с зазором 0,5 мм между кромками лазерно-микроплазменным способом (мощность излучения P = 1,2 кВт, сварочный ток I = 80 А, напряжение U = 28 В, скорость сварки V = = 30 м/ч): лицевая (a) и обратная (δ) стороны

образца. Имелась возможность подачи присадочной проволоки со скоростью 60–600 м/ч. В экспериментах применяли электрическую дугу непрерывного действия прямой полярности. Сила тока дуги интегрированного микроплазмотрона плавно регулировалась до 80 А при напряжении на дуге до 28 В. В качестве образцов для сварки встык и выполнения проплавов использовали листы стали SUS304 размером (200–300)×100× δ мм, где δ = 0,3, 0,5, 1,0, 1,5, 3,0 мм. В качестве присадки использовали проволоку ESAB ОК Autrod 308L (Ø0,8 мм), которую подавали со скоростью 60 м/ч. Интегрированный плазмотрон перемещали относительно свариваемого образца при помощи антропоморфного робота KUKA KR30HA (рис. 2).

Проведенные эксперименты показали высокую стабильность процесса лазерно-микроплазменной сварки. Так, в случае гибридной сварки встык листов стали SUS304 ($\delta = 3,0$ мм) с присадочной проволокой были получены положительные результаты как с зазором 0,5 мм между свариваемыми кромками, так и без зазора. Положительные результаты по критерию формирования верхнего и обратного валика шва были получены в широком диапазоне сварочных скоростей — от 30 до 50 м/ч. При этом приемлемые результаты сварки без зазора между кромками наблюдались в диапазоне скоростей 30–40 м/ч, а с зазором — 40–50 м/ч (рис. 3–4).

В результате проведения ряда экспериментов были определены параметры режимов гибридной сварки встык листов стали SUS304 как без применения присадочной проволоки (табл. 1), так и с её применением (табл. 2). Согласно этим параметрам были сварены соединения, из которых затем были изготовлены образцы типа XIII (XIIIа) (ГОСТ 6996–66) для выполнения механических испытаний и образцы произвольной формы для исследований коррозионной стойкости по ве-



Рис. 4. Внешний вид пластин стали SUS304 ($\delta = 3,0$ мм), сваренных встык без зазора между кромками лазерно-микроплазменным способом (мощность излучения P = 1,2 кВт, сварочный ток I = 80 А, напряжение U = 28 В, скорость сварки V = 40 м/ч): лицевая (a) и обратная (δ) стороны

совой методике. Кроме того, при исследовании процесса лазерно-микроплазменной сварки стали SUS304 без применения присадочной проволоки были найдены такие параметры режима, которые позволяют выполнять качественные соединения без подрезов и провисаний шва во всем диапазоне рассмотренных толщин. Один из примеров — результат сварки стали SUS304 толщиной $\delta = 1,5$ мм — приведен в табл. 3 и на рис. 5–6.

Для получения результатов сравнительных механических испытаний основного металла и соединения из стали SUS304 ($\delta = 1,5$ мм), сваренного встык лазерно-микроплазменным способом без присадки, были вырезаны 2 серии по 3 образца. Еще одна серия из 4-х образцов была вырезана из сваренных гибридным способом стыков той же стали толщиной $\delta = 1$ и 3 мм (по 2 образца каждого типа). При помощи разрывной машины типа MTS Criterion 45 проводились испытания на статическое растяжение стыковых швов для определения предела прочности $\sigma_{\rm B}$ (МПа) и относительного удлинение δ (%). Измеренные для



Рис. 5. Сваренный образец SUS 304 (δ = 1,5 мм): лицевая (a, δ) и обратная (a) стороны



Рис. 6. Макроструктура стыкового соединения стали SUS 304 (δ = 1,5 мм), полученного лазерно-микроплазменной сваркой без применения присадочной проволоки

каждой серии образцов результаты усреднялись. По полученным усредненным значениям построили соответствующие диаграммы (рис. 7). В результате было установлено, что прочность гибридной лазерно-микроплазменной сварки нержавеющей стали SUS304 — около 96 % от прочности основного металла, относительное удлинение сваренных таким способом образцов — 100 % от основного металла. Для большинства сварочных задач приведенные показатели являются удовлетворительными.

Испытания коррозионной стойкости стыковых соединений из стали SUS304 ($\delta = 1,0, 1,5$ и 3,0 мм), полученных лазерно-микроплазменной сваркой без присадочной проволоки, выполняли по весовой методике. Согласно этой методе из сваренных образцов вырезали темплеты (по 3 шт. для каждого случая), близкие по ширине к ширине швов из ЗТВ. Размеры темплетов составляли (5–10)×(3–8)× δ мм. Таким образом темплет содержал определенную часть сварного шва и ЗТВ при минимальной части основного металла. Отдельная вырезали темплеты близких размеров из основного металла (так называемые контрольные образцы). Готовы темплети взвешивали на анали-



Рис. 7. Сравнительные результаты механических испытаний (усредненный предел прочности) сваренных лазерно-микроплазменным способом образцов из стали SUS304 (светло-серая заливка) и основного металла (темно-серая заливка) при их статическом растяжении: *1* — образцы толщиной 1 и 3 мм; *2* — образцы толщиной 1,5 мм; *3* — относительное удлинение (δ, %) для всех случаев

Таблица 1. Режимы и результаты гибридной лазерно-микроплазменной сварки тонколистовой стали SUS304 без применения присадочной проволоки

№ п/п	δ, мм	Мощность излучения, Вт	Сварочный ток, А	Напряжение на дуге, В	Скорость сварки, м/ч	Результат (вид шва сверху и снизу)
1	0,3	300	15	22	400	1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 15 17 18 19 20 21 22 23 24 25 : 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 15 17 18 19 20 21 22 23 24 25 : 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20 21 23 24 25 :
2	0,5	1000	50	26	360	
3	1,0	1000	50	26	180	1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 2 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 2
4	1,0	1000	70	27	180	0 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20 21 22 23 24 25 26 27 28 29 3 0 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20 21 22 23 24 25 26 27 28 29 3
5	1,5	1200	50	26	120	iniminintéaltriminintéaltrimi
6	3,0	1200	80	28	48	

тических весах с точностью до 0,001 грамма, после чего погружали в так называемую «царскую водку» — смесь кислот 1HNO₃ + 2HCl. Через определенное время (как правило, 1–2 ч) образцы доставали, тщательно промывали, высушивали и взвешивали еще раз. Величина потери веса позволяет судить о скорости коррозии. Сравнение потери веса контрольного образца из основного металла с потерей веса сваренного образца позволяет определить коррозионную стойкость последнего.

Результаты испытаний на коррозионную стойкость вырезанных образцов отражены в виде диаграмм на рис.8. По этим результатам можно сделать заключение о том, что все полученные данные находятся в пределах ошибки эксперимента, а отклонение величин потери массы свар-

Таблица 2. Режимы и результаты гибридной лазерно-микроплазменной сварки тонколистовой стали SUS 304 с применением присадочной проволоки (Ø0,8 мм), подаваемой со скоростью 60 м/ч

№ п/п	δ, мм	Мощность излучения, Вт	Сварочный ток, А	Напряжение на дуге, В	Скорость сварки, м/ч	Результат (вид шва сверху и снизу)
1	1,0	1000	70	27	120	
2	1,5	1200	50	26	90	3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 1
3	3,0	1200	80	28	42	
4	3,0	1200	80	28	30	

ных соединений от основного металла находится в пределах 3–4 %. Потеря массы образцов лежит в пределах 0,7–0,8 г/ч. Скорость коррозии при этом составляет (6–7)·10⁻³ г/мин. Наблюдаемая тенденция роста потери массы образцов с ростом их толщины может объясняться ростом размера зерен и увеличением ЗТВ, вызванным ростом погонной энергии сварки. В ходе анализа проведенных технологических исследований определили погонную энергию процесса (E, Дж/мм), как сумму мощностей лазерной (P, Вт) и микроплазменной (I, U, Вт) составляющих, отнесенную к скорости сварки (V, мм/с). По результатам вычислений построили зависимость изменения погонной энергии двух рассмотренных процессов лазерно-микроплазменной свар-

Таблица 3. Режим и результат гибридной лазерно-микроплазменной сварки бездефектного соединения из стали SUS304 (δ = = 1,5 мм) без применения присадки

Режим лазерно-микроплазменной сварки						
Мощность лазера Р, W 1200 Скорость сварки V, м/мин						
Ток дуги I, А	50	Зазор от детали до сопла, мм	3			
Расход плазмообразующего газа Q_{nn} , л/мин	10	Расход дополнительного защитного газа $Q_{\text{доп. защ.}}$, л/мин	20			
Расход защитного газа $Q_{_{3auu}}$, л/мин	10	Расход газа защиты корня шва $Q_{_{\mathrm{ofp.}}}$, л/мин	20			
Размеры полученного сварного шва						
Ширина лицевой (верхней) стороны шва, мм 2,1 Ширина обратной стороны шва (корня), мм			1,0			
Выпуклость лицевой стороны, мм	Выпуклость обратной стороны шва (корня), мм	0,25				



Рис. 8. Усредненные величины потерь массы образцов из стали SUS304: $1 - \delta = 1,0$ мм; $2 - \delta = 1,5$ мм; $3 - \delta = 3,0$ мм; 4 -основной металл



Рис. 9. Зависимости погонной энергии лазерно-микроплазменной сварки без проволоки (1) и с проволокой (2) от толщины стали SUS304



Рис. 10. Внешний вид лицевой (*a*) и обратной (*б*) сторон проваров в пластине из стали SUS 304 толщиной δ = 3,0 мм. Сверху вниз: гибридный, лазерный, микроплазменный

ки — с присадочной проволокой и без нее (рис. 9). Сравнение кривых 1 и 2, приведенных на рис. 9, показало, что для применения присадочной проволоки погонную энергию процесса необходимо увеличить на 20–40 % в случае сварки с плотно состыкованными кромками и на 15–30 % в случае сварки с зазором между кромками. Желательно, чтобы величина такого зазора составляла порядка 15–20 % от толщины стыкуемых кромок.

Для сравнения результатов лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки был проведен следующий эксперимент. Лазерно-микроплазменным способом без применения присадки был получен гарантированный провар в пластине из стали SUS 304 ($\delta =$ = 3,0 мм) на режиме: P = 1200 Вт, I = 80 А, U == 28 В, V = 45 м/ч. Затем на той же скорости и с теми же прочими параметрами режима были выполнены 2 провара — лазерным и микроплазменным способами (рис. 10). При этом сумма погонных энергий составляющих процессов соответствовала погонной энергии гибридной сварки.

Исследование поперечных сечений этих проваров показало, что глубина гибридного провара при-

мерно на 25 % превосходит сумму глубин лазерного и микроплазменного проваров. Это позволило сделать заключение о наличии явно выраженного гибридного эффекта в случае лазерно-микроплазменной сварки рассмотренным способом.

Выводы

1. В ходе данной работы исследовали гибридную лазерно-микроплазменную сварку тонколистовых нержавеющих сталей на примере стали SUS304 без присадочной проволоки и с её применением. Определили, что применение присадочной проволоки целесообразно начиная с толщин не менее 1,0 мм. При этом для полного переплава проволоки диаметром 0,8 мм в случае сварки с плотно состыкованными кромками погонную энергию процесса необходимо увеличить на 20–40 %, а в случае сварки с зазором между кромками — на 15–30 %. Величина зазора должна составлять порядка 15–20 % от толщины стыкуемых кромок.

 Определение механических свойств получаемых гибридной лазерно-микроплазменной сваркой соединений из нержавеющей стали SUS304 показало, что их прочность на статический разрыв составляет около 96 % от прочности основного металла, а относительное удлинение аналогично данному параметру основного металла. Для большинства сварочных задач приведенные показатели являются удовлетворительными.

3. Испытания на коррозионную стойкость показали, что отклонение величин потери массы сварных соединений относительно основного металла находится в пределах 3–4 %. Потеря массы образцов лежит в пределах 0,7–0,8 г/ч. Скорость коррозии при этом составляет (6–7)·10⁻³ г/мин. Величина потерь массы образцов увеличивается с ростом их толщины, что может объясняться ростом размера зерен и увеличением ЗТВ, вызванными повышением погонной энергии сварки.

4. Сравнительные исследования проваров, выполненных в стали SUS304 лазерным, микроплазменным и гибридным способами показали, что глубина гибридного провара примерно на 25 % превосходит сумму глубин лазерного и микроплазменного проваров. При этом сумма погонных энергий составляющих процессов соответствовала погонной энергии гибридной сварки. Это свидетельствует о наличии гибридного эффекта в случае лазерно-микроплазменной сварки.

Работа выполнялась в рамках проекта $N \ge 2018 GDASCX-0803$ «Research and development of laser and plasma technologies for hybrid welding and cutting (Научно-исследовательские разра-

ботки лазерных и плазменных технологий гибридной сварки и резки)», Guangzhou, China, а также в рамках специиальнгого проекта № 2017GDASCX-0411 Capacity — Building of Innovation — Driven Development for Special Fund Projects Программ Академии наук провинции Гуандун (КНР) «Исследование физико-химических процессов при взаимодействии паровой плазмы с поверхностью металлов и разработка научных основ технологии водо-воздушной плазменной резки листовых сталей для получения сварных соединений».

- 1. Банов М.Д. (2008) *Технология и оборудование контактной сварки*: Учебник. Москва, Издательский центр Академия.
- 2. Петров В.Н. (1969) *Сварка и резка нержавеющих сталей*. Ленинград, Судостроение.
- 3. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. (2008) Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. Москва, Машиностроение.
- Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н. (1988) Лазерная техника и технология. Кн. 5. Лазерная сварка металлов: Учеб. пособие для вузов, Григорьянца А.Г. (ред.). Москва, Высшая школа.
- 5. Кривцун И.В., Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю. и др. (2007) Гибридная лазерно-плазменная сварка алюминиевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **5**, 49–53.
- Кривцун И.В., Коржик В.Н., Хаскин В.Ю. и др. (2017) Установка нового поколения для лазерно-микроплазменной сварки. Лучевые технологии в сварке и обработке материалов. Сб. докл. Восьмой Междунар. конф., Киев, 95–100.

ЖУРНАЛИ для професіоналів

Видається з 1989 р. Виходить 4 рази на рік ISSN 0235-3474 doi.org/10.15407/tdnk Передплатний індекс 74475



Видається з 1948 р. Виходить12 разів на рік ISSN 0005-111 doi.org/10.15407/as Передплатний індекс 70031

Журнали входять до Переліку наукових фахових видань України

FCYMACH



Видається з 1985 р. Виходить 4 рази на рік ISSN 2415-8445 doi.org/10.15407/sem Передплатний індекс 70693

(380-44) 200-8277 journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com

ГИБРИДНЫЕ СИСТЕМЫ ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ИСПАРЕНИЯ И ИОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

А.И. КУЗЬМИЧЕВ¹, А.И. УСТИНОВ², А.Э. РУДЕНКО², И.М. ДРОЗД¹

¹НТУУ «Киевский политехнический институт им. Игоря Сикорского» ²Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

Рассмотрены гибридные системы для электронно-лучевого испарения с ионным ассистированием процесса конденсации испаренного вещества в виде покрытия. Представлена система, в которой ионы аргона генерировались с помощью магнетронного разряда, создаваемого вокруг стержнеобразной подложки, служащей катодом этого разряда. Цель ионного ассистирования — распыление поверхности подложки для финишной очистки перед нанесением покрытия и бомбардировка ионами конденсата во время осаждения для ионно-кинетического воздействия на структуру покрытия. Реализован процесс нанесения демпфирующего покрытия MgO–Cr–Sn на титановую подложку методом электронно-лучевого испарения с ассистированием ионами аргона подложки в условиях относительно низких температур (200 °C). Библиогр. 8, рис. 9.

Нанесение покрытий на изделия широко применяется в промышленности с целью расширения функциональных характеристик конструкционных материалов. Покрытия защищают изделия от коррозии, повышают их жаростойкость, улучшают механические и электрические характеристики, облегчают проведение процессов пайки и сварки. Среди известных методов нанесения покрытий особое место занимает технология электронно-лучевого испарения (ЭЛИ) исходного материала в вакууме в силу присущих ей преимуществ [1, 2]. Однако она является чисто термическим процессом и не всегда позволяет получать желаемые результаты, например, по допустимому тепловому воздействию на подложку, требуемой микроструктуре покрытия, адгезии и т. д. Ионное ассистирование в рамках технологии ЭЛИ позволяет решить многие проблемы благодаря использованию эффектов, имеющих место при ионной бомбардировке поверхности твердого тела, из которых наиболее часто используются кинетические эффекты ионного распыления и модификации микроструктуры наносимого покрытия [1-5].

В данной работе рассматриваются: характеристики и потенциал процессов осаждения покрытий с ионным ассистированием; структурные схемы возможных гибридных систем ЭЛИ; система, содержащая электронно-лучевой испаритель и магнетронное разрядное устройство для генерации ионов, бомбардирующих подложку; представлены результаты испытаний подобной системы при нанесении демпфирующего покрытия на титановую подложку при относительно низких температурах (порядка 200 °C).

Характеристики и потенциал процессов осаждения покрытий с ионным ассистированием. Для сравнения различных подходов к технологии нанесения покрытий в условиях, характерных для ЭЛИ, и оценки их возможностей целесообразно использовать энергетические диаграммы, показывающие диапазоны энергий частиц, участвующих в процессах получения покрытий. Подобная диаграмма показана на рис. 1. Она построена на основании анализа данных, опубликованных в мировой научно-технической литературе.

Диаграммы (рис. 1, секция I) показывают, что для технологии ЭЛИ с удельной мощностью луча $P_{_{\rm VII}} << P_{_{\rm KD}} (10^6 \, {\rm Bt/cm^2})$ и без использования ионных (плазменных, газоразрядных) эффектов характерна низкая энергия испаренных частиц (до 0,1 эВ), которая ниже или только вблизи порога многих процессов, важных для формирования качественного покрытия (устойчивой адсорбции осаждающихся частиц, десорбции примесей, перемешивания поверхностных атомов и т. д., см. секцию III). Соответственно, ЭЛИ при невысокой температуре подложек приводит к низкой плотности покрытий, их чувствительности к внешней среде, недостаточной адгезии и не самым лучшим эксплуатационным свойствам. Поэтому в традиционной технологии ЭЛИ применяют высокотемпературный нагрев подложек (что не всегда допустимо) для повышения качества покрытий и усиления реактивности газов в случае покрытий сложного состава.

В 1937 г. Б. Бергхауз, а более обстоятельно через 27 лет Д. Мэттокс предложили сочетать испарительную технологию осаждения покрытий с бомбардировкой ионами из плазмы газового разряда, окружающей подложку [3, 4]. Эта технология имеет много названий и модификаций: ионное осаждение или Ion Plating (по аналогии с гальваническим осаждением при подаче отрицательного напряжения на металлическую подложку), конденсация с ионной бомбардировкой, термоионное осаждение, осаждение с ионным ассистированием или Ion Assisted Deposition, осаждение с ионным

© А.И. КУЗЬМИЧЕВ, А.И. УСТИНОВ, А.Э. РУДЕНКО, И.М. ДРОЗД, 2019



Рис. 1. Энергетические диаграммы процессов при осаждении покрытий методами физического (PVD) и химического (CVD) осаждения с паровой фазы: *I* — энергия частиц, генерируемых в камерах осаждения около источника наносимого вещества; *II* — энергия частиц, воздействующих на подложки и конденсат в различных методах осаждения и дополнительной обработки; *III* — энергетические характеристики некоторых базовых процессов на поверхности подложек; *IV* — энергетические характеристики внешнего ионного луча и электрического воздействия на ионы из плазмы

усилением или Ion Enhanced Deposition и т.д. Для ионного ассистирования процесса формирования покрытия, как правило, требуется энергия ионов, бомбардирующих подложку, больше 10 эВ, а на практике — десятки-сотни, иногда тысячи электрон-вольт (рис. 1, секция *II*).

Напряжение автосмещения подложки, окруженной плазмой, за счет ее зарядки плазменными электронами может быть недостаточным, поэтому для ускорения ионов к подложке (образцу изделия) прикладывается внешнее напряжение отрицательного смещения (рис. 1, секция *IV*). Тогда получается многокомпонентный поток частиц, участвующих в процессе ионно-ассистированного осаждения (рис. 1, секция *II*), где одни частицы обладают низкой энергией (штриховая линия для частиц, полученных испарением или термическим разложением прекурсоров, а также для ионов, потерявших энергию при столкновениях с молекулами газа), а другие — это высокоэнергетичные ионы, ускоренные напряжением смещения подложки (сплошная линия).

Выполнять ионное ассистирование можно также с помощью ионной пушки, т. е. внешнего ионного источника, формирующего ионный луч (рис. 1, секция *IV*) и направляющего его на подложку, на которой одновременно конденсируются испаренные частицы. В этом случае испарительная технология ЭЛИ комбинируется с ионно-лучевой. Это есть так называемая Ion Beam Assisted Technology. Энергия ионов в этом случае задается ускоряющим напряжением внутри пушки.

Диаграммы в секциях *II* и *III* на рис. 1 показывают, что ионная бомбардировка подложек может применяться для ионной очистки поверхности подложек, ионного травления их материала, эффектов перемешивания поверхностных атомов осажденного материала и вещества подложки, субповерхностной имплантации ионов каких-либо веществ в тело подложки для легирования и т. д.

Структурные схемы гибридных систем ЭЛИ. Структурные схемы современных гибридных систем ЭЛИ для осаждения покрытий, известных из мировой научно-технической литературы приведены на рис. 2.

Основные особенности этих систем. Во-первых, на подложки обычно подают напряжение отрицательного смещения U_s с целью ускорения бомбардирующих подложку ионов и получения эффекта ионного ассистирования. Но в случае применения автономной ионной пушки (рис. 2, *e*) с внутренним ускорением ионов, источник U_s можно не применять. Во-вторых, используют газ, как ионно-образующую среду, либо инертный для ионной очистки и модификации микроструктуры конденсата, либо реакционный (O₂, N₂, C₂H₂, CH₄ и др.) для нанесения покрытий сложного состава.



Рис. 2. Структурные схемы современных гибридных систем ЭЛИ: EG — электронная пушка; ES — источник электронов; S — подложка; IS — ионный источник/пушка; G — газ; GD — газовый разряд в квазизамкнутом объеме; VS — испаритель; DC — постоянное напряжение; RF — ВЧ напряжение; U — напряжение поддержания ионизирующего разряда; U_{EB} — ускоряющее напряжение электронной пушки; U_s — напряжение отрицательного смещения подложки

Газ ионизуют различными способами (рис. 2, а-з): электронным лучом испарителя или в тлеющем разряде с подложкой, служащей катодом (a); в ВЧ или СВЧ разряде (б); в разряде постоянного тока с тиглем, служащим катодом (в); с помощью отдельного электронного источника (г); в автономном газоразрядном устройстве, как правило с ВЧ индуктором, которое работает как инжектор ионно-плазменного потока (d); в ионной пушке (e); в газоразрядной электронной пушке испарителя (ж); в газовом разряде в частично изолированном объеме, в котором размещена подложка (3). Отметим, что в системах б-г можно осуществлять безгазовое ионное ассистирование за счет ионизации пара, т. е. ассистирование собственными ионами, если испаритель обеспечивает достаточную плотность пара. Такой подход позволяет минимизировать примеси в покрытиях и даже получать эпитаксиальные структуры, т. е. осуществлять процессы эпитаксии с ионным ассистированием. В системе с газоразрядной пушкой (рис. 2, ж) последняя может генерировать не только ускоренный электронный луч для испарения исходного материала из тигля, но и другие частицы на выходе из лучепровода (химически активные атомные частицы, образованные в газовом разряде внутри пушки, а также положительные ионы при переполюсовке напряжения на пушке) [6].

Представленные на рис. 2 системы ЭЛИ можно разделить на 2 группы: *а–г* — открытого типа с генерацией ионов непосредственно в камере осаждения покрытия; *д–з* — с генерацией ионов в изолированном или квазизамкнутом объеме. Подобное разделение систем ЭЛИ иллюстрирует способы решения проблемы согласования высоковакуумных условий, которые нужны для нормальной работы электронных пушек с термокатодом и транспортировки электронного луча к тиглю, и газовых условий, необходимых для генерации ионов.

Система, показанная на рис. 2, *a*, требует наиболее высокого давления рабочего газа (>1 Па) для генерации ионного потока с плотностью более 1 мА/см². Это объясняется прямолинейными траекториями электронов, их быстрым уходом из объема камеры и малой вероятностью ионизации газа при низком давлении. В системах, показанных на рис. 2, δ -*г*, используются более эффективные способы поддержания ионизирующих разрядов: δ — осцилляция электронов в ВЧ поле; *в*, *г* — большой ток эмиссии электронов из нагретой поверхности в тигле или внешнего источника, соответственно. При этом напряжение для ускорения электронов выбирают порядка 20...200 В для эффективной ионизации газа. В результате в указанных системах давление газа в камере обычно не превышает 0,1 Па.

В системах, показанных на рис. 2, *д*–з, соотношение давлений газа в газоразрядных устройствах для генерации ионов и камерах осаждения оптимизировано с учетом всех обстоятельств, при этом в камерах осаждения оно обычно составляет до 0,01 Па.

Вопросы организации электрического питания гибридных систем. Электрическое питание узлов электронного испарителя описано в литературе, является вполне стандартным и хорошо известно специалистам [1]. Важный вопрос — это выбор электрического питания узлов ионной части. Обычно применяют питание напряжением постоянного тока с использованием различных систем защиты от перегрузок и дугоподавления из-за возможных случаев дугообразования на элементах систем и подложках. В случае диэлектрической или плохо проводящей подложки на нее подают напряжение высокой частоты. Как правило используют частоту величиной 13,56 МГц, на которой благодаря вентильному эффекту формируется отрицательное напряжение смещения подложки и отсутствует дугообразование на ней. В последнее время при работе с металлическими подложками все более широко применяют импульсное питание на средних частотах (десятки-сотни килогерц), которое более безопасно и экономично по сравнению с ВЧ питанием. Пример подобного подхода описан в работе [7], где предлагается импульсно модулировать питание всех узлов ионной части с практически полным подавлением дугообразования и легкостью регулирования параметров ионного ассистирования.

В настоящей работе для экспериментальной апробации гибридной схемы выбрана система ЭЛИ, представленная на рис. 2, 3, в которой для генерации ионов используется газовый разряд GD в частично изолированном объеме. В этом же объеме размещается подложка, с которой непосредственно контактирует плазма ионизирующего разряда GD. Данная система выбрана из-за удобства ее применения для нанесения покрытий на длинномерные стержнеобразные подложки, используемые для проведения вибрационных испытаний. Далее эта система рассмотрена более детально и представлены результаты ее испытаний.

Экспериментальная гибридная система ЭЛИ и результаты ее испытаний. Структура экспериментальной системы представлена на рис. 3. Она создана на базе установки УЭ-204 с непрерывной откачкой рабочей камеры и стандартной электронной пушки с термокатодом. В рабочей камере установки размещена электродная система узла подложки, которая представляет собой цилиндрический нормальный газомагнетрон [8] с внешним трубчатым анодом (1) и внутренним катодом (5), который также является подложкой. В анодную полость подается аргон. Снаружи анода расположены магниты (2), создающие осевое магнитное поле. Ортогональная ориентация магнитного поля относительно электрического около подложки создает условия для поддержания разряда при очень низком давлении (менее 0,1 Па) и высокой плотности ионного тока (*j*) из плазмы разряда (4) на подложку (5). Это является следствием того, что магнитное поле эффективно удерживает электроны в межэлектродном промежутке, существенно удлиняя их траектории, при этом только благодаря многочисленным столкновениям электронов с молекулами газа они могут попасть на анод. Плазма газомагнетронного разряда (4) окружает рабочую часть подложки, на которой осаждается покрытие. Размер рабочей части подложки определяется отверстием в аноде,



Рис. 3. Схема экспериментальной гибридной системы ЭЛИ: 1 — анод магнетронного разряда; 2 — постоянный магнит; 3 — вращающийся держатель катода (подложки); 4 — плазма магнетронного разряда; 5 — катод (подложка); 6 — электронная пушка; 7 — поток пара; 8 — электронный луч; 9 — таблетка испаряемого материала; 10 — стальной экран

через которое пар (7) из электронного испарителя попадает на вращающуюся подложку. Плотность разрядного тока (j) может составлять десятки-сотни миллиампер на квадратный сантиметр при разрядном напряжении 300...500 В. Режим питания разряда осуществляется постоянным током или импульсным с повышенной устойчивостью против дугообразования на катоде-подложке.

В целом узел подложки представляет собой квазизамкнутый объем, определяемый внутренним объемом трубчатого анода, а это снижает утечку аргона из полости анода и обеспечивает перепад давления, необходимый для нормальной работы электронного испарителя. Для минимизации влияния магнитного поля на траекторию электронного луча (8) и дополнительного уменьшения вытекания аргона в зону работы испарителя введен стальной экран (10).

Выбор геометрии электродной системы узла подложки выполнен с учетом физики газомагнетронного разряда. На рис. 4 приведена упрощенная схема процессов в межэлектродном промежутке газомагнетрона. Основные разрядные процессы — ионизация газа и вторичная ионно-электронная эмиссия катода. При этом ионизация газа в основном осуществляется вторичными катодными электронами [8]. Величина x_0 определяет расстояние от катода, на котором катодные электроны теряют почти всю свою энергию на ионизацию.

Величину d для промежутка от подложки (катода) до анода следует выбирать из условия $d \ge x_0$. С учетом того, что траектории катодных электронов близки к циклоидальным, а величина x_0 в несколько раз больше высоты циклоиды x_1 для



Рис. 4. Схема физических процессов в газомагнетроне: 1 — катод; 2 — первый катодный электрон; 3 — траектория катодного электрона; 4 — второй электрон, эмитированный катодом; 5 — слой плазмы отрицательного свечения; 6 — верхняя граница плазмы; 7 — анод; 8 — распыленный атом материала катода; 9 — ион, образованный при ионизации молекулы газа; 10 — первый катодный электрон после столкновения с молекулой газа; 11 — вторичный электрон, образованный при ионизации молекулы газа; 12 — траектория плазменного электрона

электронов, величину индукции магнитного поля выбираем из условия

$$B = \frac{1}{x_1} \sqrt{\frac{2m}{e}U} \approx \frac{(2\dots5)}{d} \sqrt{\frac{2m}{e}U},$$

где е и m — заряд и масса электрона соответственно, а U — разрядное напряжение. Плотность ионного тока на катоде j_i (практически равная плотности разрядного тока j), толщина ионного слоя около катода d_{κ} и напряжение U связаны известным уравнением Чайльда–Ленгмюра (или законом «степени 3/2»):

$$j_i = 5,46 \cdot 10^{-6} \frac{U^{3/2}}{\sqrt{M}d_{\kappa}^2},$$

где $j_i \approx j$, M — молекулярная масса иона.

Величина *d*, должна быть меньше длины свободного пробега ионов в рабочем газе, чтобы они не теряли свою энергию из-за столкновений с молекулами газа. Также величина d_к должна составлять малую долю от x₀, чтобы не увеличивать межэлектродный промежуток d. На практике целесообразно выбирать величину d = 10...20 мм, давление аргона в зоне разряда 0,05...0,5 Па, B == 0,03...0,06 T, U = 300...500 В. Типичные значения плотности разрядного тока ј составляют единицы-десятки мА/см². Величина *j* выбирается исходя из требования к технологии и допустимого нагрева подложки. Применение импульсного режима ионной бомбардировки, как правило, позволяет получать нужный технологический результат без перегрева подложки при большой величине *j*.

Технологическую апробацию рассмотренной гибридной системы осуществляли при осаждении покрытий MgO-Cr-Sn на подложку из титанового сплава ВТ6 при температуре ниже 400 °С. Эти условия осаждения обусловлены необходимостью сохранения структурно-фазового состояния сплава, сформировавшегося в процессе его термомеханической обработки, связанной с изготовлением лопаток компрессора газотурбинных двигателей. Повышение надежности и долговечности их эксплуатации связывается с подавлением резонансных колебаний, которые могут возникать в лопатках. Одним из путей решения этой задачи является осаждение высокодемпфирующих покрытий на их поверхность. Получение таких покрытий на поверхности титанового сплава при температуре ниже 400 °C традиционными методами усложняется тем, что поверхность титанового сплава покрыта окисной пленкой, которая препятствует получению адгезии с покрытием. Известно, что при контакте TiO, с MgO и Cr могут образовываться



Рис. 5. Микроструктура вблизи границы титановая подложка-покрытие MgO-Cr-Sn (a, б — см. в тексте)

хрупкие фазы, которые при знакопеременных деформациях будут приводить к образованию трещин на границе раздела покрытие–подложка. В связи с этим, для получения высокой адгезионной прочности покрытия и подложки ее поверхность перед осаждением необходимо очистить от оксидной пленки, а затем осадить покрытие с градиентной структурой. Как источник осаждаемого вещества использовали композиционную таблетку, состоящую из смеси порошков Sn, Cr и MgO, которую нагревали электронным лучом (см. поз. 9 на рис. 3). Мощность луча составляла 5...10 кВт, а магнетронного разряда — порядка 100 Вт.

При нагреве такой таблетки из нее вначале испаряется Sn и Cr, а затем в паровой поток поступает MgO. Для предотвращения появления жидкой фазы олова на поверхности подложки ее темпера-



Рис. 6. Распределение химических элементов (*1* — Cr; *2* — Sn; *3* — O; *4* — Mg) и микротвердости (*5*) по толщине покрытия MgO–Cr–Sn

тура не должна превышать 200 °С. Скорость осаждения покрытия составляла 1...2 мкм/мин.

Эксперименты показали, что при отсутствии подачи аргона разряд в паре испаряемого вещества не возникал, что свидетельствует о низкой плотности пара в области подложки (локальное давление пара меньше 0,01 Па). Отсюда следует вывод, что ионное ассистирование осуществляется главным образом ионами аргона, но вполне вероятно, что некоторая ионизация пара может происходить в плазме газомагнетронного разряда с последующей бомбардировкой конденсата собственными ионами. Уточнение этого момента требует отдельного исследования.

На рис. 5 представлены микроструктуры вблизи межфазной границы титановая подложка-покрытие MgO-Cr-Sn. Видно, что на границе раздела подложка-покрытие формируется светлая полоса, состоящая главным образом из хрома и олова (рис. 5, a, рис. 6). При большом увеличении (рис. 5, δ) видно, что на границе раздела отсутствуют дефекты или несплошности, которые могут ухудшить прочность соединения подложки и покрытия. Плавное изменение концентрации в области интерфейса обеспечивает снижение локализации упругих напряжений в этой зоне, что способствует высокой прочности системы в целом (изгиб титановой пластины на 180° не приводит к отслоению покрытия от подложки).



Рис. 7. Темнопольное изображение микроструктуры покрытия MgO-Cr-Sn



Рис. 8. Зависимость декремента колебаний материала покрытия MgO–Cr–Sn и титановой подложки (δ_2) от амплитуды их знакопеременной деформации в процессе колебаний (ϵ)

На рис. 7 представлено темнопольное изображение микроструктуры покрытия на основе системы MgO–Cr–Sn, осажденное при температуре 200 °C. Как видно из результатов исследования микроструктуры, такие условия осаждения способствовали формированию нанокомпозита со средним размером его составляющих (MgO, Cr₂O₃, SnO₂) — 10 нм, что способствовало формированию структурного состояния с высоким уровнем микротвердости до 17 ГПа. Такой уровень микротвердости может обеспечить защиту поверхности лопатки от ее повреждений в газопылевом потоке.

Колебательные характеристики исследуемых образцов представлены на рис. 8, 9. Видно, что образец с покрытием характеризуется логарифмическим декрементом колебаний, который в 5...7 раз выше, чем логарифмический декремент колебаний такой же титановой пластинки без покрытия. Как видно из рис. 9, такое повышение декремента колебания в образце с покрытием существенно влияет на амплитуду резонансных колебаний F_{pes} , снижая ее в 5 раз по сравнению с образцом без покрытия.

Предполагается, что такое поведение образцов обусловлено наноструктурированным состоянием материала покрытия, способствующего рассеиванию энергии упругих колебаний за счет большой плотности границ раздела.

Таким образом, электронно-лучевое вакуумное осаждение покрытий на титановые подложки в условиях ионной бомбардировки показало, что этот процесс позволяет не только подготовить поверхность подложки к осаждению путем ее очистки от загрязнения и оксидной пленки, но и оказывает влияние на формирование микроструктуры покрытия. В результате этого формируется покрытие на основе системы MgO–Cr–Sn с высоким уровнем адгезион-



Рис. 9. Влияние демпфирующего покрытия MgO–Cr–Sn на амплитуду знакопеременной деформации (ε) титановой подложки при возбуждении в ней колебаний с частотой *F*

ной прочности в наноструктурированном состоянии, сочетающее высокую микротвердость и високий уровень диссипации энергии колебаний.

Выводы

1. Рассмотрены принципы построения гибридных систем для нанесения покрытий, включающих электронно-лучевые испарители и устройства для ионной обработки и ионного распыления. Обсуждены физические основания эффективности их работы и проблемы при их практической реализации.

 Представлен и исследован вариант реализации гибридной системы, состоящий из электронно-лучевого испарителя исходного материала и газомагнетронного устройства для генерации ионов с целью оказания ионного воздействия на подложку.

 Показана эффективность применения подобной системы для нанесения покрытий на основе системы MgO–Cr–Sn на титановые подложки в условиях относительно низких температур (200 °C).

- 1. Шиллер З., Гайзинг У., Панцер З. (1980) Электронно-лучевая технология. Москва, Энергия.
- 2. Мовчан Б.А., Малашенко И.С. (1983) *Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме*. Киев, Наукова думка.
- Белевский В. П., Кузьмичев А.И. (1984) Методы термоионного осаждения для нанесения металлических покрытий. Киев, Общество «Знание» Украинской ССР.
- 4. Bunshah R.F. (ed.) (1994) *Handbook of deposition technologies for films and coatings*. Noyes Publications.
- 5. Hopwood J.A. (ed.) (2000) *Ionized physical vapor deposition*. Academic Press.
- 6. Кузьмичев А.И., Бабинов Н.А., Лисенков А.А. (2016) Плазменные эмиттеры источников заряженных и нейтральных частиц. Киев, Аверс.
- Кузьмичєв А.І., Цибульский Л.Ю. (2015) Пристрій для нанесення покриттів у вакуумі з іонно-плазмовою активацією. Україна, Пат. 101342.
- Кузьмичев А.И. (2008) Магнетронные распылительные системы. Киев, Аверс.

СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ЖЕЛЕЗА МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОСАЖДЕНИЯ В ВАКУУМЕ

С.Е. ЛИТВИН¹, Ю.А. КУРАПОВ¹, Е.М. ВАЖНИЧАЯ², Я.А. СТЕЛЬМАХ¹, С.М. РОМАНЕНКО¹, Е.И. ОРАНСКАЯ³

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев ²ВГУЗУ «Украинская медицинская стоматологическая академия», Полтава ³Институт химии поверхности им. А.А. Чуйко НАН Украины, Киев

Приведены результаты исследования структуры пористых конденсатов композиции Fe–NaCl, химического, фазового составов и размера наночастиц, полученных физическим синтезом из паровой фазы с использованием метода EB-PVD. При быстром извлечении из вакуума наночастицы железа окисляются на воздухе до магнетита. В исходном состоянии они обладают значительной сорбционной способностью по отношению к кислороду и влаге, поэтому при дальнейшем нагреве на воздухе происходит снижение массы пористого конденсата вплоть до температуры 650 °C в первую очередь за счет десорбции физически сорбированной влаги. Физически адсорбированный кислород участвует в доокислении Fe₃O₄ до Fe₂O₃. Увеличение температуры конденсации сопровождается ростом размера наночастиц, в результате чего значительно сокращается суммарная площадь поверхности наночастиц, а, следовательно, и их сорбционная способность. Даже без стабилизации такие наночастицы, исследуемые в виде водной дисперсии, изготовленной *еx tempore*, имеют в эксперименте на животных характерное противоанемическое действие, которое может быть использовано в медицине.

Наиболее изученными являются наночастицы оксидов железа–магнетита (Fe_3O_4) и маггемита (γ - Fe_2O_3), которые находят применение в электронике и медицине [1–3]. Наибольшее количество работ посвящено исследованиям наночастиц магнетита размером до 20 нм, которые при комнатной температуре находятся в суперпарамагнитном состоянии [4, 5]. Они характеризуются практически нулевой остаточной намагниченностью, что особо важно для медико-биологических применений, например, при транспорте лекарственных препаратов по кровеносным сосудам малого диаметра, в которых крайне нежелательна агрегация частиц [6].

Мультифункциональные Fe_5C_2 наночастицы обладают высокими функциональными свойствами в магнитно-резонансной томографии и фототермической терапии благодаря своей уникальной структуре сердцевина/оболочка с магнитным сердечником и углеродной оболочкой [7]. В [8] синтезированные монодисперсные Au–Fe₂C наночастицы Януса, которые являются многофункциональными объектами для раковой терапии и показали значительный фототермический эффект с 30,2 % рассчитанной эффективностью фототермической трансдукции при 808 нм лазерном облучении in vitro.

Множество работ в последние годы посвящено изучению суперпарамагнитных наночастиц оксида железа (SPION) с размерами кластера около 80 нм [9, 10]. Авторы исследовали магнитные свойства такого кластера из наночастиц маггемита размером 10 нм в аморфной оболочке диоксида кремния толщиной 15 нм. Оказалось, что наряду с суперпарамагнитными свойствами такой кластер регистрирует высокий магнитный момент, что особо важно при управлении с помощью внешнего магнитного поля. Очень интересным также является магнитный N-обогащенный Fe₃C/графитовый углерод вместо Pt в качестве электрокатализатора для реакции восстановления кислорода. Он обладает более высокими селективными эксплуатационными свойствами, чем коммерческие катализаторы Pt/C в 0,1-м растворе KOH. Материалы обладают превосходными магнитными свойствами и реакцией восстановления кислорода [11].

Много работ посвящено разработке новых методов получения и стабилизации наночастиц металлов. Лидируют химические методы синтеза частиц, среди которых наиболее распространен жидкофазный метод химической конденсации, предложенный Элмором [12]. В этом методе зарождение и рост частиц осуществляют в объеме, на контактирующих с жидкой фазой поверхностях различной природы, форм и размеров [13–15]. Заслуживает внимания синтез методом золь-гель горения для получения SPION [16, 17]. Он позволил получить наночастицы гематита с высокой намагниченностью и магнитным моментом.

В работах [18, 19] были сделаны первые упоминания о получении магнитных наночастиц физическим методом (методом молекулярных пучков). Он базируются на физических процессах испарения или распыления веществ с последующим осаждением паровой фазы в вакууме, атмосфере инертных или активных газов. В этом случае

© С.Е. ЛИТВИН, Ю.А. КУРАПОВ, Е.М. ВАЖНИЧАЯ, Я.А. СТЕЛЬМАХ, С.М. РОМАНЕНКО¹, Е.И. ОРАНСКАЯ, 2019

для испарения и распыления применяют, соответственно, радиационные, электроннолучевые, лазерные и ионно-плазменные источники нагрева. Методы получения магнитных наночастиц и области их практического применения изложены в соответствующих обзорах, например [20, 21].

Метод электронно-лучевого испарения различных веществ в вакууме с последующей конденсацией паровых потоков, который нашел применение при осаждении функциональных и конструкционных покрытий с микро- и наноразмерной структурой, используется также для синтеза наночастиц металлов [22-26]. Этот метод помимо большой производительности, заслуживает внимание своей универсальностью в подборе различных неорганических и органических матриц для консервирования наночастиц металлов и их оксидов. Выбор NaCl в качестве матрицы был обоснован тем, что этот материал при конденсации в области температур T < 0,3 T_{nn} (T_{nn} — температура плавления) характеризуется открытой пористой структурой [27]. Конденсируясь в вакууме в открытых порах этой матрицы, наночастицы железа свободно окисляются до магнетита в воздушной среде. Более того, NaCl широко применяется в медицине в качестве ингредиентов многих лекарственных препаратов благодаря его биологической совместимости с живыми тканями и хорошей растворимости в воде.

Как отмечалось, одним из основных направлений практического применения наночастиц магнетита является биология и медицина [28, 29]. Это обусловлено магнитными свойствами и наличием в их составе железа. Поэтому такие наночастицы имеют противоанемическое действие за счет пополнения общего пула железа в организме, способность влиять на время релаксации окружающих протонов, что улучшает визуализацию



Рис. 1. Схема электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме из двух независимых источников на неподвижную водоохлаждаемую медную подложку при синтезе наночастиц Fe (Fe₃O₄) в пористой матрице NaCl

определенных структур при магнитно-резонансной томографии, гипертермическое действие, а также транспортное действие, заключающееся в доставке лечебного агента к клеткам-мишеням путем активного таргетинга [30–33].

Использование наночастиц магнетита в медицине требует их стабилизации в жидкой среде, что порождает определенные проблемы в связи с тем, что стабилизирующие вещества способны модулировать фармакокинетику покрытых наночастиц оксида железа и их взаимодействие с клетками [34–36]. С этой точки зрения наночастицы магнетита, осажденные в пористую, легко растворимую и биологически совместимую матрицу, представляют значительный практический интерес.

Целью проведения данных исследований стало синтезировать суперпарамагнитные наночастицы оксида железа при одновременном испарении железа и хлорида натрия и исследовать влияния концентрации железа и температуры конденсации на сорбционные свойства, размерность и фазовый состав наночастиц, а также изучить биологическую активность таких частиц при анемии, вызванной острой кровопотерей.

Техника эксперимента. Синтез наночастиц осуществляли методом конденсации смешанных молекулярных потоков железа и соли в вакуумной электронно-лучевой установке [37]. В водоохлаждаемый тигель диаметром 50 мм помещали слиток Fe, а в рядом расположенный тигель помещали прессованный штапик NaCl. В камере создавали вакуум (1,3-2,6)'10⁻² Ра (рис. 1). Поверхности слитка и штапика нагревали электронно-лучевыми пушками до расплавления. В результате был сформирован смешанный паровой поток Fe и NaCl, который конденсировали на водоохлаждаемую подложку, где поддерживали температуру 40-50 °С. После напуска воздуха и полной разгерметизации камеры конденсат счищали с подложки и наночастицы исследовали как в сухом конденсате, так и в коллоидном растворе.

Микроструктуру конденсата и содержание элементов в конденсате исследовали с помощью сканирующих электронных микроскопов (СЭМ) VEGA 3 (фирмы Tescan, Чехия) и CamScan (Кембридж, Великобритания) с рентгеновской приставкой INCA-200 Energy (Оксфорд Inca Energy 200 EDS, Великобритания). Исследование морфологии и фазового состава частиц проводилось методом трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) на микроскопе HITACHI H-800 (Хитачи, Япония) при ускоряющем напряжении 100 кВ. Рентгенофазовый анализ (РФА) изучали на дифрактометре ДРОН-УМ1 с кобальтовым (Со K_{α}) излучением и графитовым монохроматором в отраженном пучке в диапазоне углов 10–85°. Средний размер кристаллитов оценивали по уравнению Шеррера. Полуколичественный фазовый анализ был выполнен с использованием программы Match!. Процессы окисления железа в матрице соли на воздухе изучали при увеличении температуры до 650 °С со скоростью 10 °С/мин с помощью термогравиметрического анализатора TGA-7 фирмы Perkin Elmer, США. Размер наночастиц в коллоидной системе определяли методом динамического рассеяния света (ДРС) [38, 39] на лазерном корреляционном спектрометре «Zeta Sizer-3000» фирмы Malvern, Великобритания.

Конденсат с наночастицами магнетита (НЧМ) растворяли в деионизированной воде в соотношении 1 мг/1 мл и изучали на предмет стабильности и гидродинамического размера частиц методом ДРС, как описано выше.

Опыты по изучению биологической активности НЧМ были проведены на 28 белых половозрелых крысах-самцах (Rattus norvegicus) линии Вистар массой тела 183–221 г, а расхождение массы крыс в группе не превышала 15–20 %. Крысы были рандомизированы, маркированы, разделены на группы и содержались в стандартных условиях вивария. Проведение экспериментов не вызывало возражений комиссии по биоэтике Высшего государственного учебного заведения Украины «Украинская медицинская стоматологическая академия». Острую кровопотерю моделировали путем пункции сердца и изъятия 25 % объема циркулирующей крови под эфирным наркозом в хирургической стадии (3–4 мл/кг массы животного) [40].

Для фармакологической коррекции использовали непокрытые НЧМ в виде порошкообразной субстанции, которую подробно описали выше. Этот порошок диспергировали в воде для инъекций *непосредственно перед применением* и вводили белым крысам внутрибрюшинно в дозе 25 мг/ кг массы тела (6,75 мг Fe/кг) сразу после потери крови. Образцы крови получали из сердца животных под эфирным наркозом через 3 и 72 часа с момента кровопотери. В них изучали гематологиче-

Таблица 1. Элементный состав поперечного скола пористого конденсата 29 мас. % Fe + NaCl, полученного при температуре подложки 50 °C (см. рис. 2)

Спектр	Fe	0	Na	Cl			
	мас. %						
1	28,6	23,3	19,8	28,3			
2	29,1	20,1	19,7	31,1			
3	34,8	22,4	17,2	25,6			
4	29,0	25,0	19,4	26,6			

ские показатели: общее количество эритроцитов (RBC — red blood cells count), гематокрит (Hct), общий гемоглобин (Hb), средний объем эритроцита (MCV), среднюю концентрацию гемоглобина в эритроците (МСНС), среднее количество гемоглобина в эритроците (МСН) и индекс анизоцитоза (ширина кривой распределения эритроцитов) (RDW). Указанные показатели исследовали с помощью гематологического анализатора MicroCC-20Plus Vet (High Technology Inc., США), запрограммированного на параметры крови белых крыс [41]. Содержание ретикулоцитов (Rt) определяли, используя суправитальное окрашивание метиленовым синим, в ходе которого РНК-содержащие структуры проявляются в виде зернисто-сетчатой субстанции [42]. Окрашенные мазки исследовали с объективом ×100 на микроскопе AmScope Т490В-10МТ (United Scope LLC, США). Полученный материал статистически обрабатывали с помощью стандартных компьютерных программ пакета Statistica for Windows 8.0. Вероятность оценивали разницей между группами с помощью однофакторного дисперсионного анализа ANOVA с апостериорным тестом Fisher LSD.

Результаты исследований и их обсуждение. Исследования макроструктуры и содержания элементов на поперечном сколе пористого конденсата Fe–NaCl показали наличие большого количества кислорода, адсорбируемого наночастицами из воздуха после разгерметизации вакуумной камеры (рис. 2, табл. 1).

Рентгенофазовый анализ (рис. 3, *a*) показал, что частицы железа в матрице соли находятся в законсервированном состоянии в двух состояниях: в виде α -Fe и Fe₃O₄. При извлечении частиц из матрицы при растворении соли в воде происходит доокисление чистого железа до Fe₃O₄ и гидрооки-



Рис. 2. Микроструктура поперечного скола исходного конденсата 29 мас. % Fe + NaCl, полученного методом EB-PVD при температуре подложки 45 °C (см. табл. 1)



Рис. 3. Дифрактограммы образцов конденсата 29 мас. % Fe + NaCl исходного (*a*) и после отмывки от NaCl (*б*)

си оксида FeOOH (рис. 3, *б*, табл. 2). Перед растворением в воде и приготовлением коллоидных растворов конденсат размалывали в порошок до микронных размеров.

Трансмиссионная электронная микроскопия тонких сколов конденсата выявила присутствие наноразмерной субстанции с преимущественным фазовым составом соответствующим магнетиту (Fe₃O₄). Следовательно, при извлечении конденсата из вакуума на воздух, кислород и влага воздуха свободно проникают и активно взаимодействуют с развитой открытой поверхностью наночастиц железа, вкрапленных в микро- и наноразмерных порах пористой структуры солевой матрицы [27]. При бы-



Puc. 4. Отношение O/Fe в конденсатах Fe–NaCl, полученных при 50 °C (I) и 400 °C (2), в зависимости от содержания Fe

Таблица 2. Фазовые характеристики исходного конденсата 29 мас. % Fe + NaCl и после отмывки от NaCl

Образец	Фазовый состав	Средний размер кристаллитов, нм	Содержание фазы, мас. %
Конденсат исходный	NaCl α-Fe Fe ₃ O ₄	20 20 11	89 2 9
Конденсат, отмытый от NaCl	$Fe_{3}O_{4}$ γ -FeOOH α -FeOOH	10 8 8	84 9 7

стром извлечении конденсата из вакуума образуется оксид железа с большим выделением тепла, что подтверждается разогревом выложенного на бумагу отделенного от подложки конденсата.

Кроме этого, наночастицы оксида железа могут дополнительно адсорбировать на свою поверхность физически связанный кислород и влагу [22]. С учетом, что высокая адсорбционная способность к кислороду присуща в большей степени наночастицам малых размеров, то это может должным образом сказаться при исследовании содержания кислорода в конденсате с различным количеством железа. Действительно, величина отношения атомарного процента кислорода к атомарному проценту железа зависит от количества железа, понижается с увеличением его содержания в конденсате и превышает это значение для стехиометрического состава Fe₃O₄, равное 1,33 (рис. 4, кривая *1*). И только при содержании железа в конденсате около 30 ат. %, когда вероятность столкновения наночастиц в смешанном паровом потоке и при конденсации на подложке велика, что приводит к некоторому увеличению размера наночастиц, это соотношение приближается к стехиометрическому (рис. 4, кривая 1).

Это еще раз указывает на высокую адсорбционную способность наночастиц малых размеров [13]. Одной из главных причин изменения физических и химических свойств малых частиц по мере уменьшения их размеров является рост относительной доли поверхностных атомов, находящихся в иных условиях (координационное число, симметрия локального окружения и т.п.), нежели атомы внутри объемной фазы. Уменьшение размеров частицы приводит к возрастанию роли поверхностной энергии.

Но в большей степени на размер наночастиц влияет температура конденсации. Исследование просвечивающей электронной микроскопией взвеси частиц, полученных растворением конденсата в воде, выявило присутствие наноразмерной субстанции (рис. 5, a, b, d). По мере роста размера частиц дифракционные кольца становятся четки-



Рис. 5. Микроструктура (*a*), (*b*), (*d*) и рентгенограммы (*б*), (*c*), (*e*) наночастиц Fe₃O₄ в конденсатах Fe–NaCl в зависимости от температуры подложки T_n : (*a*), (*b*) — 30 °C; (*b*), (*c*) — 100 °C, (*d*), (*e*) — 220°C

ми (рис. 5, δ , ϵ , e). Фазовый состав частиц соответствует Fe₃O₄.

С увеличением температуры подложки размер наночастиц возрастает, в результате чего значительно сокращается суммарная площадь поверхности наночастиц, что и приводит к снижению отношения атомарного процента кислорода к атомарному проценту железа в зависимости от количества железа (рис. 4, кривая 2).

Полученный конденсат наночастиц Fe₃O₄ растворялся в воде. Образец содержал 1 мг конденсата наночастиц в 1 мл бидистиллированной воды, был прозрачен, имел буроватый цвет, через 3–5 мин после встряхивания образовывал осадок темно-коричневого цвета. При исследовании распределения частиц по размерам в полимодальном приближении в образце определялось две фракции. Первая была образована частицами размерами 13–120 нм с максимумом 23 нм. Их количество составило 99,9 %, а массовая доля равнялась 46 %. Вторая фракция содержала частицы размером от 209 до 3300 нм с максимумом 209 нм [27]. При этом количество таких частиц составляла 0,1 %, а массовая доля — 54 %. Итак, водная дисперсия наночастиц магнетита после приготовления содержала наноразмерные частицы в подавляющем числе и могла быть введена лабораторным животным как наножидкость.

При исследовании биологической активности исследуемых наночастиц и моделировании острой

Таблица 3.	Влияние	непокрытых	наночастиц	магнетита	(6,75 м	г Fe/кг)	на	гематологические	показатели	через 3 л	и 72	часа
после удале	ния крови	1 (M ± m)										

	Группы животных										
Показатели	интактные (n = 8)	кровопотеря + растворитель, 3 часа (n = 5)	кровопотеря + наночастицы магнетита, 3 часа (n = 5)	кровопотеря + растворитель, 72 часа (n = 5)	кровопотеря + наночастицы магнетита, 72 часа (n = 5)						
RBC, ×10 ¹² /л	$7,79 \pm 0,20$	$6,39 \pm 0,13^{1}$	$6,98 \pm 0,12^{1,2}$	$5,71 \pm 0,12^{1}$	$6,42 \pm 0,16^{1,2}$						
Нb, г/л	136,6 ± 3,7	$81,6 \pm 4,1^{1}$	$102,4 \pm 3,1^{1,2}$	$91,0 \pm 1,3^{1}$	$105,0\pm 3,0^{1,2}$						
Нст, ед.	$0,42 \pm 0,02$	$0,32 \pm 0,01^{1}$	0,36 ± 0,01 ^{1,2}	$0,32 \pm 0,01^{1}$	$0,37 \pm 0,01^{1,2}$						
MCV, мкм ³	54,3 ± 1,2	$50,0 \pm 1,0^{1}$	52,8 ± 1,6	56,9 ± 0,3	57,3 ± 1,4						
МСН, пг	$17,55 \pm 0,51$	$12,88 \pm 0,46^{1}$	$14,80 \pm 0,46^{1,2}$	$15,84 \pm 0,23^{1}$	$16,30 \pm 0,30$						
МСНС, г/дл	324,1 ± 8,8	255,4 ± 4,41 ¹	$281,4 \pm 7,1^{1}$	$281,6 \pm 3,5^{1}$	$285,8 \pm 2,2^{1}$						
RDW, %	$11,08 \pm 0,35$	$11,06 \pm 0,52$	$10,56 \pm 0,32$	$10,46 \pm 0,13$	$10,88 \pm 0,69$						
Rt, ‰	62,3 ± 5,9	$42,2 \pm 3,9^{1}$	82,2 ± 6,2 ^{1,2}	$107,0 \pm 2,0^{1}$	$139,8 \pm 7,4^{1,2}$						
<i>Примечания</i> . 1. ¹ — p < 0,05 по сравнению с интактными животными (контроль). 2. ² — p<0,05 по сравнению с кровопотерей с вве-											

дением растворителя (контрольная патология). 3. п — количество животных в группе.

кровопотери как контрольной патологии через 3 часа после удаления крови RBC снижалась в 1,2 раза (p < 0,001) по сравнению с интактными животными (табл. 3). Нb также уменьшался в 1,7 раза (p < 0,001), а Hct снижался в 1,3 раза (p < 0,001). Эти сдвиги сопровождались достоверным уменьшением среднего объема эритроцитов (индекс MCV) (p < 0,05). Индексы MCH и MCHC, характеризующие насыщение эритроцитов гемоглобином, снижались в 1,4 и 1,3 раза соответственно (p < 0,001) по сравнению с интактным контролем. Изменений RDW не происходило.

Применение наночастиц магнетита повышало RBC через 3 часа после кровопотери на 9 % (p < 0,05) по сравнению с контрольной патологией (см. Табл.3). Уровень Hb также вырос на 25 % (p < 0,005), а Hct — на 13 % (p < 0,05) по сравнению с таковыми без введения наночастиц. Эти изменения происходили на фоне достоверного роста эритроцитарного индекса MCH (p < 0,05) и тенденции к росту MCHC (p < 0,1) при отсутствии существенных изменений MCV и RDW.

Через 72 часа после удаления крови у животных без фармакокорекции сохранялись существенные гематологические сдвиги, а именно: уменьшение RBC в 1,4 раза (p < 0,001), Hb — в 1,5 раза (p < 0,001), Hct — в 1,3 раза (p < 0,001) по сравнению с интактными животными (см. табл. 3), что было подобно состоянию этих показателей в предыдущем сроке наблюдения. Отмечалось снижение MCH (p < 0,02) и MCHC (p < 0,005) при отсутствии изменений других индексов.

Корригирующее воздействие наночастиц в этом сроке наблюдений проявлялось увеличением RBC

на 12 % (p < 0,02), Hb (p < 0,02) и Hct (p < 0,05) — на 15 % по сравнению с аналогичными показателями при кровопотере без введения HЧМ (см. табл. 3), хотя указанные параметры оставались достоверно ниже, чем у интактных животных. При этом все эритроцитарные индексы были такими же, как и при кровопотере без коррекции.

О регенераторной активности костного мозга судили по количеству Rt в крови (см. табл. 3). Интактные крысы имели содержание Rt 62,3 \pm \pm 5,9 ‰. Через 3 часа после кровопотери этот показатель был достоверно ниже такового у интактных животных (р < 0,02), что может объясняться как потерей этих клеток с удаленной кровью, так и ускоренным переходом циркулирующих ретикулоцитов в зрелые эритроциты в условиях напряженного эритропоэза, спровоцированного кровопотерей. Через 72 часа после удаления крови количество Rt возрастало в 1,7 раза (р < 0,001) по сравнению с показателями интактных животных в начале эксперимента, что является закономерным для компенсации кровопотери.

После введения наночастиц магнетита в сроке 3 час от изъятия крови содержание Rt было в 1,9 раза (p < 0,001) больше такового в группе с контрольной патологией (см. табл. 3). Через 72 часа содержимое Rt у животных с введением наночастиц также достоверно превышал контрольную патологию (p < 0,002).

Наличие протективного эффекта уже через 3 часа после введения водной дисперсии наночастиц магнетита может свидетельствовать о том, что эти нестабилизированные наночастицы быстро распределяются в организме, захватываются клетками ретикулоэндотелиальной системы и включаются в эритропоэз. Это не противоречит известным данным о фармакокинетики наночастиц магнетита другого происхождения [34, 43].

Нужно отметить, что антианемическое действие наночастиц магнетита сохраняется и в следующем сроке наблюдений, когда на фоне введенной дозы наночастиц гематологические показатели выше, чем аналогичные параметры при кровопотере без фармакологической коррекции. При этом интенсивнее патологический фон рост содержания ретикулоцитов, очевидно, свидетельствует в пользу того, что использованные наночастицы магнетита обеспечивают восстановление ключевых параметров «красной» крови именно за счет активации регенераторной реакции эритрону.

Это означает, что даже без стабилизации магнетные наночастицы, осажденные в пористой матрице NaCl и используемые в качестве дисперсии ех tempore, имеют характерный антианемический эффект, связанный с биомедицинским применением.

Выводы

Осуществлен физический синтез наночастиц железа из паровой фазы с использованием метода EB-PVD. При быстром извлечении из вакуума наночастицы железа окисляются на воздухе до магнетита. В исходном состоянии они обладают значительной сорбционной способностью по отношению к кислороду и влаге. При дальнейшем нагреве на воздухе происходит снижение массы пористого конденсата вплоть до температуры 650 °С за счет десорбции физически сорбированной влаги. Физически адсорбированный кислород участвует в доокислении Fe₃O₄ до Fe₂O₃ в диапазоне 380-650 °С. Увеличение температуры конденсации сопровождается ростом размера наночастиц, в результате чего значительно сокращается суммарная площадь поверхности наночастиц, а, следовательно, и их сорбционная способность.

Наночастицы магнетита, осажденные в кристаллы хлорида натрия путем электронно-лучевой технологии в вакууме, диспергированные в воде и использованные для коррекции острой постгеморрагической анемии в дозе 6,75 мг Fe/кг, производили протекторное действие на RBC, Hct и Hb, что регистрировалось в разные сроки восстановительного периода. Они активировали регенераторную реакцию костного мозга, что проявлялось ростом числа ретикулоцитов в крови. Это значит, что даже без стабилизации исследуемые наночастицы в виде водной дисперсии, изготовленной ех tempore, имеют характерное противоанемическое действие, которое может быть использовано в медицине. Работа выполнена за счет средств бюджетной программы Украины «Поддержка развития приоритетных направлений научных исследований» (КПКВК 6541230).

- 1. Willard M.A., Kurihara L.K., Carpenter E.E. et al. (2004) Chemically prepared magnetic nanoparticles. *International Materials Reviews*, **49**, 125–170, doi. org/10.1179/095066004225021882
- Cabuil V. Magnetic nanoparticles: In: Schwarz JA, Contescu CI, Putyera K (2008) Dekker encyclopedia of nanoscience and nanotechnology. Volume 3, CRC Press, Taylor and Francis Group, Boca Raton, Fl; 1985–2000, https://www.amazon. com/Dekker-Encyclopedia-Nanoscience-Nanotechnology-3/ dp/0824750497
- Revia R.A., Zhang M. (2016) Magnetite nanoparticles for cancer diagnosis, treatment, and treatment monitoring: recent advances. *Materials Today*, 19(3), 157–168. https://dx.doi. org/10.1016 %2Fj.mattod.2015.08.022
- Nikolaev V.I., Shipilin A.M., Zakharova I.N. (2001) On estimating nanoparticle size with the help of the Mössbauer effect. *Physics of the Solid State*, 43, 1515–1517, doi. org/10.1134/1.1395093.
- Thach C.V., Hai N.H., Chau N. (2008) Size controlled magnetite nanoparticles and their drug loading ability. *Journal of the Korean Phys. Soc.*, **52**, 1332–1335, doi.org/10.3938/ jkps.52.1332.
- Shpak A.P., Gorbyk P.P. (2009) Nanomaterials and supramolecular structures: Physics, chemistry, and applications, Dordrecht, London New York, *Springer*, 420 p. http://www. springer.com/gp/book/9789048123087
- 7. Yu J., Yang C., Li J. et al. (2014) Multifunctional Fe₅C₂ nanoparticles: a targeted theranostic platform for magnetic resonance imaging and photoacoustic tomography-guided photothermal therapy. *Advanced Materials*, 26(24), 4114-4120. doi.org/10.1002/adma.201305811
- Ju Y., Zhang H., Yu J. et al. (2017) Monodisperse Au–Fe₂C Janus Nanoparticles: An Attractive Multifunctional Material for Triple-Modal Imaging-Guided Tumor Photothermal Therapy. *ACS Nano*, 11(9), 9239–9248. doi.org/10.1021/acsnano.7b04461
- Kopanja L., Kralj S., Zunic D. et al. (2016) Core–shell superparamagnetic iron oxide nanoparticle (SPION) clusters: TEM micrograph analysis, particle design and shape analysis. *Ceramics International*, 42, 10976–10984, doi.org/10.1016/j. ceramint.2016.03.235.
- Tadić M., Kralj S., Jagodic S. et al. (2014) Magnetic properties of novel superparamagnetic iron oxide nanoclusters and their peculiarity under annealing treatment. *Applied Surface Science*, 322, 255–264. doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.09.181.
- Wang X., Zhang P., Wang W. et al. (2016) Magnetic N-Enriched Fe₃C/Graphitic Carbon instead of Pt as an Electrocatalyst for the Oxygen Reduction Reaction. *Chem. Eur. J.*, 22, 4863–4869. doi.org/10.1002/chem.201505138.
- Elmore W.C. (1938) Ferromagnetic colloid for studying magnetic structures. *Phys. Rev.*, 54, 309–310, doi.org/10.1103/ PhysRev.54.309.
- Klabunde K., Sergeev G.B. (2013) Nanochemistry. Elsevier, 2nd ed., p. 372, https://www.elsevier.com/books/nanochemistry/klabunde/978-0-444-59397-9
- Cushing B.L., Kolesnichenko V.L., O'Connor C.J. (2004) Recent advances in the liquid-phase syntheses of inorganic nanoparticles. *Chem. Rev.*, **104**, 3893–3946, doi.org/10.1021/ cr030027b.

- Burda C., Chen X., Narayanan R., El-Sayed M.A. (2005) Chemistry and properties of nanocrystals of different shapes. *Chem. Rev.*, 105(4), 1025–1102, doi.org/10.1021/cr030063a.
- 16. Kopanja L., Milošević I., Panjan M. et al. (2016) Sol-gel combustion synthesis, particle shape analysis and magnetic properties of hematite (α -Fe₂O₃) nanoparticles embedded in an amorphous silica matrix. *Applied Surface Science*, **362**, 380–386, doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.11.238.
- Tadić M., Kusigerski V., Marković D. et al. (2012) Highly crystalline superparamagnetic iron oxide nanoparticles (SPI-ON) in a silica matrix. *Journal of Alloys and Compounds*, 525, 28–33, doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.056.
- Billas I.M.L., Chatelain A., de Heer W.A. (1997) Magnetism of Fe, Co and Ni clusters in molecular beams. *J. Magn. Magn. Mater.*, 168(1–2), 64–84, doi.org/10.1016/S0304-8853(96)00694-4.
- Billas I.M.L., Chatelain A., de Heer W.A. (1996) Magnetism in transition-metal clusters from the atom to the bulk. *Surface Review and Letters*, 3(1), 429–434, doi.org/10.1142/ S0218625X96000772.
- Gubin S.P., Koksharov Yu.A., Khomutov G.B., Yurkov G.Yu. (2005) Magnetic nanoparticles: preparation, structure and properties. *Russ. Chem. Rev.*, 74(6), 489–520, doi. org/10.1070/RC2005v074n06ABEH000897.
- Roca A.G., Costo R., Rebolledo A.F. et al. (2009) Progress in the preparation of magnetic nanoparticles in biomedicine. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 42(22), 224002, doi. org/10.1088/0022-3727/42/22/224002.
- 22. Movchan B.A., Kurapov Yu.A., Didikin G.G. et al. SM (2011) Control of the composition and structure of Fe–O nanoparticles during Fe₃O₄ electron beam evaporation. *Pow-der Metallurgy and Metal Ceramics*, 50(3–4), 167–172, doi. org/10.1007/s11106-011-9314-0.
- 23. Kurapov Yu.A., Krushinskaya L.A., Litvin S.E. et al. (2014) Production and thermal stability of silver nanoparticles in the Ag–O system. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 53(3–4), 199–204, doi.org/10.1007/s11106-014-9604-4.
- 24. Kurapov Yu.A., Litvin S.E., Romanenko S.M. (2013) Structure and thermal stability of Ti–NaCl condensates deposited from the vapour phase in vacuum. *Nanostructured Materials Science*, 1, 55–62, http://www.materials.kiev.ua/science/edition_view.jsp?id=2
- Kurapov Yu.A., Litvin S.E., Didikin G.G., Romanenko S.M. (2011) Structure of two-phase Cu–NaCl condensates, deposited in vacuum from the vapour phase. *Advances in Electrometallurgy*, 9(2), 82–86, https://patonpublishinghouse.com/eng/ journals/sem/2011/02/05
- Kurapov Yu.A., Romanenko S.M., Didikin G.G., Oranskaya E.I. (2017) Controllable synthesis of iron oxide nanoparticles in porous NaCl matrix. *Materials Research Express*, 4(3), 035031, doi.org/10.1088/2053-1591/4/3/035031.
- 27. Kovinsky I.S., Krushinskaya L.A., Movchan B.A. (2011) Structure and some properties of sodium chloride condensates produced by electron beam evaporation with next deposition in vacuum. *Advances in Electrometallurgy*, 9(1), 42–46, https:// patonpublishinghouse.com/eng/journals/sem/2011/01/08
- Chekman I.S., Ul'berh Z.R., Malanchuk V.O. et al. (2012) Nanoscience, nanobiology, nanofarmation. Kyiv, Polihraf plyus, https://www.twirpx.com/file/1157774/
- 29. Laurent S., Forge D., Port M. et al. (2008) Magnetic iron oxide nanoparticles: synthesis, stabilization, vectorization, phys-

icochemical characterizations, and biological applications. *Chem. Rev.*, 108(6), 2064–2110, doi.org/10.1021/cr068445e.

- Santhosh P.B., Ulrih N.P. (2013) Multifunctional superparamagnetic iron oxide nanoparticles: promising tools in cancer theranostics. *Cancer Lett.*, 336(1), 8–17, doi.org/10.1016/j. canlet.2013.04.032.
- Jin R., Lin B., Li D., Ai H. (2014) Superparamagnetic iron oxide nanoparticles for MR imaging and therapy: design considerations and clinical applications. *Curr Opin Pharmacol*, 18, 18–27, doi.org/10.1016/j.coph.2014.08.002.
- Wang Y.X.J. (2011) Superparamagnetic iron oxide based MRI contrast agents: Current status of clinical application. *Quant Imaging Med. Surg.*, 1(1), 35–40, doi.org/10.3978 %2Fj. issn.2223-4292.2011.08.03.
- Rosner M.H., Auerbach M. (2011) Ferumoxytol for the treatment of iron deficiency. *Expert Rev. Hematol.*, 4(4), 399–406, doi.org/10.1586/ehm.11.31.
- Roohi F., Lohrke J., Ide A. et al. (2012) Studying the effect of particle size and coating type on the blood kinetics of superparamagnetic iron oxide nanoparticles. *Int. J. Nanomedicine*, 7, 4447–4458, doi.org/10.2147 %2FIJN.S33120.
- 35. Ni F., Jiang L., Yang R. et al. (2012) Effects of PEG length and iron oxide nanoparticles size on reduced protein adsorption and non-specific uptake by macrophage cells. J. Nanosci. Nanotechnol., 12(3), 2094–2100, doi.org/10.1166/ jnn.2012.5753.
- Briley-Saebo K.C., Johansson L.O., Hustvedt S.O. et al. (2006) Clearance of iron oxide particles in rat liver: effect of hydrated particle size and coating material on liver metabolism. *Invest. Radiol.*, 41(7), 560–571, doi.org/10.1097/01. rli.0000221321.90261.09.
- 37. Paton B.Ye., Movchan B.O., Kurapov Yu.A., Yakovchuk K.Yu. (2010) Method of obtaining nanoparticles of metal-oxygen system with given composition by electron beam evaporation and condensation in vacuum, U.A. Pat. 92556, http:// base.ukrpatent.org/searchINV/search.php?action=viewdetails&IdClaim=151646
- Lebedev A.D., Levchuk Y.N., Lomakin A.V., Noskin V.A. (1987) *Laser correlation spectroscopy in biology*. Kiev, Naukova Dumka, https://search.rsl.ru/ru/record/01001388286.
- Merkus H.G. (2009) Particle size measurements. Fundamentals, practice, quality. *Springer*, http://www.springer.com/gp/ book/9781402090158
- (2001) Доклінічні дослідження лікарських засобів: методичні рекомендації. Стефанов О.В. (наук. ред.). Київ: Авіцена, https://www.twirpx.com/file/537410/
- Антонов В.С., Богомолова Н.В., Волков А.С. (2010) Автоматизация гематологического анализа. Справочник заведующего клинико-диагностической лабораторией, 1, http://www.mcfr.ru/journals/41/256/17837/21349
- 42. Камышников В.С., Волотовская О.А., Ходюкова А.Б. (2013) Методы клинических лабораторных исследований. Камышникова В.С. (ред.). Москва, МЕДпресс-информ, http://www.med-press.ru/upload/iblock/7c7/7c74480a0c8105 16688f16c98f54ab0a.pdf
- Lind K., Kresse M., Debus N.P., Muller R.H. (2002) A novel formulation for superparamagnetic iron oxide (SPIO) particles enhancing MR lymphography: comparison of physicochemical properties and the in vivo behavior. *J. Drug. Target.*, 10(3), 221–230, doi.org/10.1080/10611860290022651.

ЧИСЕЛЬНЕ ПРОГНОЗУВАННЯ СТАНУ БАЛКОВИХ ВИРОБІВ РІЗНОЇ ТОВЩИНИ ПРИ ПОШАРОВОМУ ФОРМУВАННІ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ^{*}

О.С. МІЛЕНІН¹, О.А. ВЕЛИКОІВАНЕНКО¹, С.С. КОЗЛІТІНА¹, С.М. КАНДАЛА¹, А.Є. БАБЕНКО²

¹Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ ²НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Розроблено комплекс математичних моделей і засобів їх комп'ютерної реалізації для чисельного прогнозування кінетики температурних полів, фазового та структурного станів, механічних напружень і деформацій при пошаровому формуванні типових виробів зі сплавів на основі титану. На характерних прикладах електронно-променевого наплавлення балкових конструкцій таврового профілю з титанового сплаву ВТ6 за допомогою технології хВеат 3D Metal Printer досліджено особливості кінетики їх стану в залежності від технологічних параметрів виробництва. Показано вплив товщини підкладки на закономірності розвитку температурного поля при пошаровому формуванні балкових елементів та на структурний стан металу після повного охолодження. На прикладі формування товстостінного таврового виробу показано, що важливим фактором, який дозволяє отримати низький рівень залишкових напружень, є оптимізація часу затримки між наплавленням кожного з валиків для забезпечення умов рівномірного охолодження конструкції.

Стійкою сучасною тенденцією при розробці схем виробництва відповідальних конструкційних елементів складної форми є широке використання адитивних технологій. Зокрема, свого впровадження дістали схеми електронно-променевого наплавлення (ЕПН) деталей з легких металів (перш за все, титанових та алюмінієвих сплавів) для потреб авіакосмічної галузі [1-3]. Характерним прикладом реалізації такої технології в Україні є хВеат 3D Metal Printer, розроблений ПАО «НВО «Червона Хвиля» [4]. Цей технологічний процес передбачає пошарове формування за допомогою ЕПН типових виробів в умовах глибокого вакууму, що дозволяє ефективно фокусувати електронний промінь і уникати забруднення металу домішками проникнення в разі його високої спорідненості з киснем і/або азотом. Підкладка формованого виробу поміщається в силове оснащення на рухомій платформі, яка переміщається відносно нерухомого джерела нагрівання із заданою швидкістю V_с (рис. 1). Джерело нагрівання є складовою комплексної системи фокусування променя та подачі присадного дроту, електронний промінь фокусується таким чином, щоб він мав форму гострого конуса, який сходиться максимально близько до поверхні формованої деталі. Це дозволяє реалізувати ефективне та досить рівномірне розплавлення присадного дроту без істотного його перегрівання, а також забезпечує супутнє підігрівання області наплавлення для активації поверхні твердого металу перед його контактом з рідким присадним матеріалом.

Для отримання виробів гарантованої якості необхідним є оптимізування технологічних параметрів відповідних виробничих процесів. Зокрема, це стосується забезпечення сплавлення послідовних наплавлюваних шарів, гомогенності структури металу, низького рівня залишкових деформацій та напружень. Тому як проведення широкого спектра експериментальних досліджень пов'язано зі значними економічними втратами, раціональним є використання математичного та комп'ютерного моделювання процесів, що визначають кінцеву якість виробів.



Рис. 1. Схема формування стінки балкової конструкції таврового профілю за допомогою технології хВеат 3D Metal Printer: *1* — виріб, що формується; 2 — джерело нагрівання; *3* — технологічне оснащення

В роботі також приймали участь О.В. Махненко¹, Н.С. Ананченко², Д.В. Ковальчук (ПАО «НВО «Червона Хвиля», Київ, Україна).

[©] О.С. МІЛЕНІН, О.А. ВЕЛИКОІВАНЕНКО, С.С. КОЗЛІТІНА, С.М. КАНДАЛА, А.Є. БАБЕНКО, 2019

В рамках цієї роботи було розроблено комплекс підходів для чисельного прогнозування кінетики температурних полів, фазового та структурного станів, механічних напружень і деформацій при пошаровому формуванні типових балкових конструкцій різного розміру за допомогою технології хВеат 3D Metal Printer з метою вивчення особливостей впливу технологічних параметрів на поточний і кінцевий стан виробів.

Розробка математичної моделі кінетики температурного та напружено-деформованого станів типових конструкційних елементів при пошаровому формуванні зразка. Першим етапом чисельного дослідження кінетики стану виробу в процесі пошарового формування є прогнозування розвитку температурного поля. В свою чергу, нерівномірне нагрівання, зміна структурного складу, а також температурні залежності властивостей металу визначають просторовий розподіл напружень і деформацій у конструкції. Розподіл температур у часі та просторі визначається процесами кондуктивного поширення, для яких зв'язок між моментом часу t i полем температур T = T(x, y, z)описується тривимірним рівнянням теплопровідності [5]:

$$c\rho(x, y, z, T) \frac{\partial T(x, y, z)}{\partial t} =$$

= $\nabla [\lambda(x, y, z, T) \nabla T(x, y, z)],$ (1)

де λ, *с*ρ — відповідно, теплопровідність і об'ємна теплоємність матеріалу конструкції в даній точці як функції від просторових координат і температури.

Джерелами тепла в розглянутому випадку є електронний промінь з потужністю q_i . Необхідно додатково зазначити, що використання присаджувального матеріалу означає, що частина енергії джерела витрачається на його розплавлення, і внесення тепла в конструкцію буде відбуватися двома шляхами: безпосередньо від джерела та переносом розплавленого металу на формований виріб. Це може бути враховано безпосередньою зміною профілю конструкції шляхом додавання ділянок, температура яких Т_т трохи вища температури ліквідусу Т, для врахування перегрівання присаджувального матеріалу. При цьому величина ефективного тепловкладення джерела має бути зменшена на величину енерговитрат на розплавлення металу присадки q_m. Таким чином, розподіл енергії в плямі нагрівання може бути описаний за допомогою нормального закону розподілу, який має наступний математичний вираз:

$$q(x, z) = \eta \left(q_I - q_m\right) \exp\left[-\frac{\left(x - x_0\right)^2}{K_x} - \frac{\left(z - z_0\right)^2}{K_z}\right],$$

$$q_m = \int_{T_C}^{T_m} c\rho(T) v_m S_m dT + g_{ft} v_m S_m \rho(T_L),$$
(2)

де η — коефіцієнт корисної дії джерела нагрівання (теплова ефективність); x_0 , z_0 — координати центру джерела нагрівання; K_x , K_z — коефіцієнти концентрації потоку енергії у відповідних напрямках; ρ — густина металу конструкції як функція від температури; v_m — швидкість подачі присаджувального матеріалу, S_m — площа поперечного перерізу дроту; g_{ft} — прихована теплота плавлення присаджувального матеріалу.

Граничні умови, необхідні для розв'язання задачі (1), залежать від природи стоку тепла з поверхні виробу. Так, в області контакту з технологічним оснащенням стік тепла може бути описаний законом Ньютона, тоді як на вільній поверхні він характеризується тепловим випромінюванням (закон Стефана–Больцмана) з додатковим вкладенням енергії з поверхні виробу, що наплавляється, при розміщенні там джерела нагрівання. Таким чином, граничні умови для розв'язання задачі теплопровідності в даному випадку мають такий математичний вираз:

$$=\begin{cases} \alpha_{\rm T} \left(T - T_{\rm c}\right), \text{ в області контакту з оснащенням} \\ \varepsilon \sigma_{SF} \left(T^4 - T_{\rm c}^4\right) - q, \text{ на вільних поверхнях} \end{cases},$$
(3)

 $\partial T_{-} \partial T_{-}$

де n — нормаль до поверхні; $\alpha_{\rm T}$ — коефіцієнт тепловіддачі; $T_{\rm c}$ — температура навколишнього середовища; ε — ступінь чорноти матеріалу; σ_{SF} константа Стефана–Больцмана; q — потік енергії електронно-променевого нагрівання.

На основі результатів прогнозування кінетики температурного поля при пошаровому формуванні типових виробів з титанового сплаву ВТ6 можливо спрогнозувати розмір зерна металу та певні його властивості в різних частинах конструкції в залежності від технологічних параметрів процесу. Відомо, що зі збільшенням швидкості охолодження при кристалізації відбувається подрібнення структурних складових типових сплавів на основі титану. На рис. 2 показано залежність розміру зерна для сплаву ВТ6 від швидкості охолодження [6], яка може бути апроксимована наступним рівнянням:


Рис. 2. Залежність розміру зерна титанового сплаву ВТ6 від швидкості охолодження [6]

$$d_{_{3 \text{срна}}} = \begin{cases} 8220 v_{_{\text{ох}}}^{-0.58} \text{ мкм, при } v_{_{\text{ох}}} \ge 6 \text{ °C/c} \\ 2500 \text{ мкм, при } v_{_{\text{ох}}} < 6 \text{ °C/c} \end{cases}, \quad (4)$$

де $d_{_{3epha}}$ — характерний розмір зерна металу; $v_{_{0x}}$ — швидкість охолодження.

Крім того, фактичні механічні характеристики сплаву ВТ6 залежать від швидкості охолодження при фазовому перетворенні, що визначає остаточне процентне співвідношення α-фази в (а+в)-сплаві. На рис. 3 представлені діаграми мікроструктурних перетворень сплаву ВТ6 при охолодженні [7, 8], швидкість охолодження визначається в діапазоні перетворень мікроструктури В в (α + β), яке відбувається в діапазоні від 1000 до 670 °С. Слід зазначити, що пошарове ЕПН за рахунок низького тепловкладення та високих швидкостей руху джерела нагрівання характеризується досить високою інтенсивністю охолодження наплавленого матеріалу, що сприяє утворенню мартенситної мікроструктури з вмістом α'-фази. Як видно на рис. 4 [9] та при збільшенні швидкості охолодження, отже, і при зменшенні розміру зерна, границя текучості сплаву ВТ6 зростає. Дані на рис. 5 [8], які отримані стосовно адитивної технології пошарового формування зразків методом ЕПН показують, що чим більше відносний вміст $V_{\alpha'}$, α' -фази, то границя текучості сплаву ВТ6 може незначно знижуватися (рис. 5, a), а відносне подовження б знижується досить помітно (рис. 5, б). Ці залежності можуть бути апроксимовані наступними рівняннями:

$$\sigma_{\rm T} = 995 - 0.107 v_{\rm ox} - 18 V_{\alpha'}, \, {\rm M}\Pi{\rm a}, \\ \delta = -9 V_{\alpha'} + 10.9.\%.$$
(5)

Математичний розгляд об'єднаної задачі кінетики температурного поля та розвитку НДС базується на скінченно-елементному описанні з використанням восьмивузлових скінченних елементів (СЕ). У межах об'єму СЕ розподіли температур, напружень і деформацій приймаються однорідними. Приріст



Рис. 3. Діаграми мікроструктурних перетворень сплаву ВТ6 при охолодженні: *а* — [7]; *б* — [8]

тензора деформацій може бути представлено як суперпозиція наступних компонентів [10]:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + \delta_{ij}d\varepsilon_{T}, (i, j = x, y, z),$$
(6)

де $d\epsilon_{ij}^{e}$, $d\epsilon_{ij}^{p}$, δ_{ij} , $d\epsilon_{T}$ — компоненти приросту тензора деформацій, обумовлених пружним механізмом деформування, деформаціями миттєвої пластичності, температурним розширенням, відповідно; δ_{ij} — символ Кронекера;

Тензори механічних напружень σ_{ij} і пружних деформацій $d\epsilon^{e}_{ij}$ пов'язані між собою узагальненим законом Гука, тобто





Рис. 5. Залежність границі текучості (*a*) та відносного подовження (*б*) сплаву ВТ6 від швидкості охолодження та кількості α'-фази [8]

$$\varepsilon_{ij}^{e} = \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi), \tag{7}$$

де σ — середнє значення нормальних компонентів тензора напружень σ_{ij} , тобто $\sigma = (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})/3;$ $K = (1-2\nu)/E$ — модуль об'ємного стиску; G модуль зсуву, E — модуль Юнга; υ — коефіцієнт Пуасона; φ — об'ємні деформації.

Приріст деформацій миттєвої пластичності $d\epsilon_{ij}^{p}$ в конкретному СЕ обчислювався за допомогою лінійної залежності скалярної функції λ і девіаторної складової тензора напружень, а саме:

$$d\varepsilon_{ij}^{p} = d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma).$$
(8)

Конкретне значення функції λ залежить від напруженого стану в розглянутій області конструкції, а також від форми поверхні пластичного плину матеріалу Φ , яка характеризується напруженням σ_s :

$$d\lambda = 0,$$
якщо $\sigma_i < \sigma_s,$
 $d\lambda > 0,$ якщо $\sigma_i = \sigma_s,$ (9)
стан $\sigma_i > \sigma_s$ недопустимий,

де σ_i — інтенсивність напружень.

Виходячи зі сказаного вище, прирости тензора деформацій можуть бути представлені у вигляді суперпозиції приросту відповідних складових:

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \Psi \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma \right) + \delta_{ij} \left(K \sigma + \Delta \varepsilon_T \right) - \frac{1}{2G} \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma \right)^* - \left(K \sigma \right)^*,$$
(10)

де символ «*» відносить відповідну змінну до попереднього кроку простежування; Ψ — функція стану матеріалу визначає умову пластичного плину відповідно до критерію Мізеса:

$$\begin{split} \Psi &= \frac{1}{2G}, \text{ якщо } \sigma_i < \sigma_s = \sigma_{_{\mathrm{T}}}, \\ \Psi &> \frac{1}{2G}, \text{ якщо } \sigma_i = \sigma_{_s}, \text{ стан } \sigma_i > \sigma_{_s} \text{ недопустимий.} \end{split}$$
(11)

Визначення функції Ψ проводиться ітеруванням на кожному кроці чисельного простежування у рамках крайової задачі нестаціонарної термопластичності, що дозволяє розв'язати нелінійність за пластичним плином матеріалу. Виходячи з конкретного значення функції Ψ із (11) визначається поле деформацій на кожному етапі навантаження з урахуванням залежності $\sigma_{s}(T, \varepsilon_{p})$:

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \left(\Psi - \frac{1}{2G}\right) \cdot \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma\right). \tag{12}$$

При цьому на кожному кроці ітерації по Ψ напруження σ_{ij} обчислюються згідно з наступним алгоритмом (за повторюваними індексами відбувається підсумовування):

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{\Psi} \left(\Delta \varepsilon_{ij} + \delta_{ij} \frac{\Psi - K}{K} \Delta \varepsilon \right) + J_{ij}, \quad (13)$$

де

 b_{i}

$$\Delta \varepsilon = \frac{\Delta \varepsilon_{ii}}{3},$$

$$J_{ij} = \frac{1}{\Psi} \left[\left(b_{ij} - \delta_{ij} b \right) + \delta_{ij} \left(K \sigma^* - \frac{\Delta \varepsilon_{\rm T}}{K} \right) \right], \qquad (14)$$

$$j = \left(\frac{\sigma_{ij}}{2G} \right)^* + \delta_{ij} \left[\sigma_m^* \left(K - \frac{1}{2G} \right)^* - \Delta \varphi \right], b = \frac{b_{ij}}{3}.$$

Ac

Компоненти тензора напружень задовольняють рівнянням статики для внутрішніх СЕ і граничним умовам — для поверхневих. У свою чергу, компоненти вектора переміщень $\Delta U_i = (\Delta U, \Delta V, \Delta W)$ задовольняють відповідним умовам на грани-



Рис. 6. Порівняння розподілу температур в тавровому зразку з великою (*a*) та малою (б) підкладками в процесі пошарового формування деталі

ці. Розв'язувана система рівнянь у змінних вектора приростів переміщень у вузлах СЕ на кожному кроці простежування та ітерацій по Ψ визначається мінімізацією наступного функціонала (варіаційний принцип Лагранжа):

$$\Theta_l = -\frac{1}{2} \sum_{V} \left(\sigma_{ij} + J_{ij} \right) \Delta \varepsilon_{ij} V_{m,n,r} + \sum_{S_p} P_i \Delta U_i \Delta S_p^{m,n,r}, \quad (15)$$

де \sum_{V} — оператор суми по внутрішніх СЕ; $\sum_{S_{p}}$ — оператор суми по поверхневих СЕ, на яких задані компоненти силового вектора P_{i} , тобто наступна система рівнянь дозволяє отримати розв'язок в компонентах вектора приростів переміщень на кожному кроці простежування та ітерацій по Ψ для конкретного СЕ:

$$\frac{\partial \Theta_l}{\partial \Delta U_{m,n,r}} = 0, \frac{\partial \Theta_l}{\partial \Delta V_{m,n,r}} = 0, \frac{\partial \Theta_l}{\partial \Delta W_{m,n,r}} = 0.$$
(16)

Результати моделювання температурних полів при пошаровому формуванні таврового зразка та прогнозування структури і механічних властивостей матеріалу. Особливості кінетики температурного поля досліджувались на характерному прикладі пошарового формування балкового виробу таврового профілю. Рекомендовані параметри процесу наступні: витратний матеріал — титановий пруток діаметром 1,6 мм, потужність електронного променя -4,5 кВт, швидкість подачі витратного матеріалу — 14 мм/с, швидкість переміщення підкладки — 14 мм/с. Для визначення впливу геометричних особливостей виробу розглядалося ЕПН на підкладки різної товщини, а саме масивній розміром 8×30×70 мм та малій — 3×6×110 мм. Результати розв'язання задачі нестаціонарної теплопровідності показали, що кінетика температурного поля при пошаровому формуванні таврового зразка на масивній підкладці має істотно тривимірний характер, тоді як для випадку малої підкладки відбувається більш рівномірне прогрівання зразка за

об'ємом (див. рис. 6), що можна пояснити ефектом накопичення тепла.

Як показав аналіз термоциклів (рис. 7), в діапазоні мікроструктурних перетворень від 1000 до 670 °С матеріал нагрівається та охолоджується 3 рази: перший раз під час наплавлення шару, потім — під час наплавлення наступних двох шарів. Останній цикл охолодження в зазначеному діапазоні температур визначає залишкову мікроструктуру та розмір зерна. Максимальна температура нагрівання в розглянутій області від наплавлення наступного третього та більш віддалених шарів нижче температури 1000 °C, тому мікроструктурні перетворення та значна зміна розміру зерна не відбуваються. Крім того, даний процес характеризується досить високими швидкостями охолодження (160...660 °C/с), тому згідно діаграми мікроструктурних перетворень сплаву ВТ6 (див. рис. 2) в наплавленому матеріалі таврового зразка прогнозується мартенситна мікроструктура з вмістом α'-фази. За даними розрахунків в матеріалі першого шару, де отримана найвища швидкість охолодження через наявність масивної холодної підкладки, утворюється зерно розміром 180 мкм, а в точках при формуванні 5 і 20 шарів, де матеріал наплавляється на вже розігрітий зразок, розмір зерна значно більший і досягає 300...450 мкм.

Ці результати відповідають наявним експериментальним даним [4] про макроструктуру зразка титанового сплаву ВТ6, отриманого за техно-



Рис. 7. Характерний термоцикл в матеріалі таврового зразка (5-й шар) при багатошаровому формуванні



логією пошарового формування хВеат 3D Metal Printer: розмір зерна в верхніх шарах зразка становить приблизно 300...450 мкм, а в шарах біля основи зразка 150...250 мкм (рис. 8). Таким чином, результати прогнозування показали задовільну точність у порівнянні з експериментом, що дозволяє застосовувати розроблену математичну



Рис. 8. Макроструктура таврового зразка з титанового сплаву ВТ6: *а* — експериментальні дослідження [11]; *б* — результати розрахунку

модель для прогнозування макроструктури та механічних властивостей металу конструкцій, отриманих за допомогою подібних технологій.

Як було показано авторами в попередніх роботах, одним з ефективних шляхів оптимізації температурних полів при пошаровому формуванні типових балкових конструкцій є використан-



Рис. 9. Залежність температури у точці перед наплавленням наступного шару (*a*), швидкості охолодження (*б*), розміру зерна (*в*) і границі текучості матеріалу (*г*) від номера проходу для різного часу затримки між проходами



Рис. 10. Залежність температури у точці перед наплавленням наступного шару (*a*), швидкості охолодження (б), розміру зерна (*в*) і відносного видовження (*г*) від номера проходу для різного попереднього підігрівання підкладки

ня змінного по висоті виробу часу затримки Δt наплавлення кожного з валиків [11]. Це дозволяє забезпечити природну дисипацію надлишкового тепла, яке накопичується по мірі наплавлення виробу, та уникнути його перегрівання без необхідності варіювання потужності (швидкості) джерела нагрівання. Цей технологічний параметр суттєво впливає на швидкість охолодження, розмір зерна і, як наслідок, на границю текучості матеріалу виробу (рис. 9, а-в). З наведених даних видно, що кращі міцнісні характеристики та більш рівномірна структура матеріалу визначені в зразку, виготовленому з більшим часом Δt , тоді як недостатній час між наплавленням валиків $\Delta t = 10$ с та 15 с має наслідком понижені міцнісні характеристики металу на верхніх шарах, і нерівномірність зерна по висоті. З іншого боку, завеликий час між проходами (65 с) веде до формування надлишку α'-фази, і зменшення пластичності матеріалу. Попереднє підігрівання підкладки дозволяє отримати більш рівномірною структуру на нижніх шарах і суттєво покращує пластичність матеріалу (рис. 10, *а-в*). Для часу між наплавленням валиків $\Delta t = 10$ с та 15 с розмір зерна суттєво збільшується, починаючи з номера валика, на якому температура між проходами перевищує 670 °С: тоді зерно остаточно формується після повного охолодження зразка,

і швидкість охолодження при цьому низька. При часі між наплавленням валиків $\Delta t = 29$ с, температура між валиками не перевищує 670 °C, отже отримане зерно більш рівномірне.

Характерні особливості формування залишкового напружено-деформованого стану при пошаровому формуванні товстостінних виробів таврового профілю за допомогою технології хBeam 3D Metal Printer. У попередніх роботах авторами було досліджено особливості кінетики



Рис. 11. Характерні схеми послідовності наплавлення валиків при формуванні балкової конструкції таврового профілю: *а* — наплавлення шарами (схема А); *б* — наплавлення стовпцями (схема Б)



Рис. 12. Розподіл залишкових напружень σ_{xx} (МПа) в перерізі виробу таврового профілю: *a* — схема A з оптимізацією; *б* — схема Б з оптимізацією; *в* — схема Б без оптимізації (див. рис. 11)

напружено-деформованого стану (НДС) при пошаровому формуванні балкових, циліндричних і сферичних конструкційних елементів при використанні технології хВеат 3D Metal Printer [11]. Зокрема, підкреслювалося, що однією з переваг даної технології є можливість наплавлення досить вузьких валиків рідкого металу та виробництво тонкостінних конструкційних елементів (з товщиною стінки 2...3 мм) з невеликими геометричними допусками. Але застосовність xBeam 3D Metal



Рис. 13. Розподіл залишкових напружень σ_{yy} (МПа) в перерізі виробу таврового профілю: *а* — схема А з оптимізацією; *б* — схема Б з оптимізацією; *в* — схема Б без оптимізації (див. рис. 11)

78



Рис. 14. Розподіл залишкових напружень σ_{zz} (МПа) в перерізі виробу таврового профілю: *a* — схема A з оптимізацією; *б* — схема Б з оптимізацією; *в* — схема Б без оптимізації (див. рис. 11)

Ргіпtег не обмежується тільки тонкостінними виробами: при необхідності отримання товстостінних деталей можуть бути використані різні схеми послідовності накладення формуючих валиків, які дозволяють отримувати конструкції з різною товщиною стінки без істотної зміни відповідних технологічних параметрів. Проте такий процес, безумовно, вимагає оптимізації, в тому числі, з точки зору раціонального вибору часу початку формування кожного валика (час затримки Δt) та формування сприятливого залишкового НДС.

В рамках цієї роботи на прикладі товстостінної балки таврового профілю було досліджено особливості залишкового НДС в залежності від технологічних умов виробництва. Так, було розглянуто дві характерні схеми наплавлення стінки тавра товщиною 12,8 мм, яка складається з чотирьох паралельних валиків шириною 3,2 мм і висотою 0,8 мм (рис. 11), матеріал конструкції – титановий сплав ВТ6. Принципова різниця між цими схемами полягає в тому, що для схеми А стінка формується послідовними горизонтальними шарами, тоді як для схеми Б формуючими є вертикальні стовпці.

На рис. 12–14 показані результати прогнозування залишкових полів напружень в перерізі товстостінної балки для схем A і Б з урахуванням оптимізації температурних полів шляхом вибору оптимального часу затримки Δt , а також наплавлення за схемою Б без такої оптимізації. Як видно з наведених результатів, оптимізація температурного поля дозволяє отримати достатньо рівномірне за товщиною прогрівання конструкції, незважаючи на різну послідовність накладення валиків. Таким чином, реалізуються умови рівномірного охолодження виробу і, відповідно, низький рівень залишкових напружень. Природним концентратором напружень в такому випадку є область переходу полиці таврового профілю в стінку, де умови рівномірного охолодження не виконуються з причини масивності підкладки (полиці тавра). Якщо вимоги оптимізації температурного поля не дотримуються і конструкція прогрівається нерівномірно, то це призводить до формування високих напружень, особливо, в поздовжньому напрямку (див. рис. 14, в). Тому раціональний вибір часу затримки між наплавленням валиків є важливим не тільки з точки зору гарантування сприятливих для якісного формування виробу умов, а й для зниження залишкових напружень, що необхідно для високих показників роботоздатності одержуваних конструкційних елементів.

Висновки

1. Розроблено комплекс математичних моделей для чисельного прогнозування кінетики температурних полів, фазового та структурного станів, механічних напружень і деформацій при пошаровому формуванні типових балкових конструкцій з титанового сплаву ВТ6 за допомогою технології хВеат 3D Metal Printer. Порівняння з даними експериментальних досліджень показало задовільну точність отримуваних розрахункових результатів прогнозування макроструктури та механичних властивостей металу конструкцій.

2. Досліджено вплив розміру підкладки на кінетику температурного поля в процесі пошарового наплавлення стінки таврового профілю. Показано, що при масивній підкладці товщиною 8 мм розподіл температур має істотно тривимірний характер, тоді як для випадку малої підкладки товщиною 3 мм відбувається більш рівномірне прогрівання зразка за об'ємом, що пояснюється ефектом накопичення тепла.

3. Показано, що кращі міцнісні характеристики та більш рівномірна структура матеріалу деталі, отриманої пошаровим формуванням, можна досягти при максимальному збільшенні часу затримки між наплавленням валиків, тоді як недостатній час має наслідком понижені міцнісні характеристики металу на верхніх шарах, і нерівномірність зерна по висоті. Проте, збільшення часу між проходами може привести до формування надлишку α'-фази і зменшення пластичності матеріалу. Ефективним шляхом для отримання більш рівномірною структури та покращення пластичності матеріалу є попереднє підігрівання пластични перед початком виготовлення конструкції.

4. На характерному прикладі пошарового формування балкової конструкції таврового профілю досліджено закономірності залишкового напруженого стану при виготовленні товстостінних конструкцій. Показано, що важливим фактором, який дозволяє отримати низький рівень залишкових напружень, є оптимізація часу затримки наплавлення кожного з валиків. При цьому забезпечуються умови рівномірного охолодження конструкції (за винятком області переходу полиці тавра в стінку) і суттєве зниження залишкових напружень. Порушення оптимального теплового режиму може призвести до істотного зростання залишкових напружень (особливо, поздовжніх), зумовивши негативний ефект на роботоздатність такої конструкції.

- Edwards P. et al. (2013). Electron beam additive manufacturing of titanium components: Properties and performance. *J. of Manufacturing Sci. and Eng.*, 135(6). DOI: 061016/1-061016/7.
- Juechter V., Franke M.M., Merenda T. et al. (2018) Additive manufacturing of Ti–45Al–4Nb–C by selective electron beam melting for automotive applications. *Additive Manufacturing*, 22, 118–126. DOI: 10.1016/j.addma.2018.05.008.
- Dutta B., Froes F.H. (2016) Additive Manufacturing of Titanium Alloys: State of the Art, Challenges and Opportunities. Oxford, Butterworth-Heinemann. DOI: 10.1016/C2015-0-02470-4.
- Ковальчук Д.В., Мельник В.И., Мельник И.В. (2017) Новые возможности аддитивного производства с технологией хВеат 3D Metal Printing. Сб. тр. восьмой Междунар. конф. «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», Киев, 45–52.
- 5. Махненко В.И. (2006) Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. Киев, Наукова думка.
- Полькин И.С. (2006) Повышение свойств металлических материалов за счет применения новых технологических процессов. Перспективные технологии легких и специальных сплавов. Москва, Физматлит, 66–73.
- Sieniawski J., Ziaja W., Kubiak K. (2013) Microstructure and mechanical properties of high strength two-phase titanium alloys. *Titanium Alloys*, 69–79.
- Liu S., Shin Y.C. (2019) Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review. *Materials and Design*, 164, 1–23.
- Patil S., Kekade S., Phapale K. (2016) Effect of α and β phase volume fraction on machining characteristics of titanium alloy Ti6Al4V. *16th Machining Innovations Conf. for Aerospace Industry*, 65.
- Velikoivanenko E.A., Milenin A.S., Popov A.V. et al. (2019) Methods of numerical forecasting of the working performance of welded structures on computers of hybrid architecture. *Cybernetics and Systems Analysis*, 55(1), 117–127. DOI: 10.1007/s10559-019-00117-8.
- Makhnenko O.V., Milenin A.S., Velikoivanenko E.A. et al. (2017) Modelling of temperature fields and stress-strain state of small 3D sample in its layer-by-layer forming. *The Paton Welding J.*, 3, 7–14. DOI: 10.15407/tpwj2017.03.02.

ЗВАРЮВАЛЬНІ ДЕФОРМАЦІЇ ТРУБ КВАДРАТНОГО ПЕРЕТИНУ ПРИ РІЗНИХ ПРОЦЕСАХ ЗВАРЮВАННЯ

О.Ф. МУЖИЧЕНКО¹, О.В. МАХНЕНКО¹, О.П. НОСЕНКО²

¹Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ ²Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, Дніпро

В будівництві знаходять широке використання зварені сталеві труби квадратного перетину як елемент залізобетонного каркасу конструкцій будівель. Представлені результати оцінки залишкових зварювальних деформацій прогину труб квадратного перетину шляхом проведення математичного моделювання напруженого деформованого стану при зварюванні на прикладі труб перетином 600×600×8 та 200×200×8 мм і довжиною 12 м з повздовжнім стиковим з'єднанням, яке виконується з використанням дугового зварювання або променевих технологій. Математичне моделювання зварювання проводилось за допомогою загальної тривимірної скінчено елементної моделі труби обмеженої довжини 1000 мм з простежуванням теплових та пружньо-пластичних деформаційних процесів від початку зварювання і до залишкового стану. За результатами моделювання залишкових зварювальних деформацій моделей труб довжиною 1000 мм зроблені прогнози для довгих труб 12 м. Приймалось, що повздовжні прогини для довгих труб збільшуються пропорційно квадрату довжини труби. Показано, що для труб перетину 200×200 мм загальні повздовжні прогини на довжині 12 м можуть бути неприпустимими, що потребує використання додаткових технологічних засобів при зварюванні або проведення післязварювального правлення.

Останнім часом в будівництві знаходять широке використання зварені сталеві труби квадратного перетину як елемент залізобетонного каркасу конструкцій будівель [1]. Довжина таких балок може досягати 12–24 м, а характерні розміри перетинів становлять від 200×200 до 600×600 мм з товщиною стінки 8–16 мм. При виготовленні таких труб з повздовжнім зварним з'єднанням утворюються залишкові зварювальні деформації, рівень яких може бути неприпустимим згідно вимог до точності будівельних конструкцій.

Метою дослідження є оцінка залишкових зварювальних деформацій труб квадратного перетину шляхом проведення математичного моделювання напруженого деформованого стану при зварюванні на прикладі труб перетином 600×600×8 та 200×200×8 мм і довжиною 12 м з повздовжнім стиковим з'єднанням, яке виконується з викорис-





© О.Ф. МУЖИЧЕНКО, О.В. МАХНЕНКО, О.П. НОСЕНКО, 2019



Рис. 2. Максимальні температури (зона проплавлення) при зварюванні труби перетином 200×200 мм, товщина стінки 8 мм: *а*— лазерне зварювання V = 14 мм/с, Q = 2500 Дж/мм; б— дугове зварювання V = 9,2 мм/с, Q = 2270 Дж/мм



Рис. 3. Залишкові зварювальні деформації труби перетину 600×600×8 мм, довжина 1000 мм

танням дугового зварювання або променевих технологій.

Математичне моделювання зварювання проводилось за допомогою загальної тривимірної скінчено елементної моделі (рис. 1) теплових та пружньо-пластичних деформаційних процесів [2]. Зони проплавлення при лазерному та дуговому зварюванні квадратної труби перетином 200×200 мм з товщиною стінки 8 мм і обмеженої довжини 1000 мм, представлені на рис. 2.

В результаті послідовного простеження отримані залишкові напруження та деформації розглянутої моделі труби довжиною 1000 мм (див. рис. 3–7). Локальні деформації прогину стінки



Рис. 4. Прогин труби 600×600×8 мм в напрямку вісі *Y*, при лазерному зварюванні

труби в зоні зварного з'єднання є досить високими (до 0,8 мм), але загальні повздовжні прогини труби, які визначалися на ребрах, що максимально віднесені від зварного шва, мають відносно невеликі значення (до 0,1 мм).

Результати прогнозування залишкових зварювальних деформацій моделей труб довжиною 1000 мм та зроблені на їх основі прогнози для довгих труб 12 м надані в таблиці. Приймалось, що повздовжні прогини для труб 12 м збільшуються пропорційно квадрату довжини труби.

Труба більшого перетину 600×600×8 мм має значно більшу жорсткість на згин у порівнянні з трубою перетину 200×200×8 мм, тому отримані





Paniauz	Довжина	1000 мм	Довжина 12000 мм			
Баріант	Прогин Ux, мм	Прогин Uy, мм	Прогин Ux, мм	Прогин Uy, мм		
200×200 дугове зварювання	0,12	0,17	17,3	24,5		
200×200 лазерне зварювання	0,08	0,04	11,52	6,048		
600×600 дугове зварювання	0,03	0,06	4,3	8,6		
600×600 лазерне зварювання	0.007	0,03	1,0	4,3		

Результати прогнозування залишкових зварювальних деформацій



Рис. 6. Прогин труби 600×600×8 мм в напрямку вісі X, при дуговому зварюванні

при моделюванні загальні повздовжні прогини на довжині 12 м мають суттєво менші значення і не перевищують 8,6 мм для дугового зварювання та 4,3 мм для лазерного, що є припустимим рівнем деформацій для таких конструкцій (прогин менше 1 мм на 1000 мм довжини).

Для труб перетину 200×200×8 мм результати математичного моделювання показали, що загальні повздовжні прогини на довжині 12 м є неприпустимими, а саме: 24,5 мм для дугового зварювання та 11,5 мм для лазерного зварювання. Зниження рівня залишкового прогину довгих труб даного перетину потребує використання додаткових технологічних засобів при зварюванні або проведення післязварювального правлення [3].

Висновки

Результати математичного моделювання зварювальних деформацій труб квадратного перетину з повздовжнім з'єднанням показали, що незважаючи на те, що локальні деформації прогину в зоні зварного з'єднання є досить високими, але загаль-



Рис. 7. Прогин труби $600 \times 600 \times 8$ мм в напрямку вісі X, при лазерному зварюванні

ні повздовжні прогини мають відносно невеликі значення.

 Для більш жорстких труб більшого перетину 600×600 мм загальні повздовжні прогини на довжині 12 м мають суттєво менші значення і не перевищують 8,6 мм для дугового зварювання та 4,3 мм для лазерного, що є припустимим рівнем деформацій.

2. Для труб перетину 200×200 мм загальні повздовжні прогини на довжині 12 м є неприпустимими: 24,5 мм для дугового зварювання та 11,5 мм для лазерного зварювання, що потребує проведення додаткового правлення.

- 1. Болышаков В.И., Тимофеев А.Ю., Носенко О.П. (2016) Расширение сортамента профильных труб для металлостроительства. *Промислове будівництво та інженерні* споруди, **2**, 34–40.
- Махненко В.И. (1976) Расчетные методы исследований кинетики сварочных напряжений и деформаций. Кнев, Наукова думка.
- Махненко О.В., Мужиченко А.Ф. (2007) Математическое моделирование тепловой правки цилиндрических оболочек и валов с общими деформациями искривления продольной оси. Автоматическая сварка, 9, 23–28.

СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ АДДИТИВНОГО ПРОЦЕССА ПОСЛОЙНОГО ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ МЕТАЛЛА С ПРИМЕНЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

В.А. МАТВЕЙЧУК, В.М. НЕСТЕРЕНКОВ, М.О. РУСЫНИК Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

Создан макет лабораторного аддитивного оборудования для электронно-лучевой наплавки металлических деталей заданной формы. Получены образцы изделий из отечественных несферических порошков титанового сплава BT-20. Разработана управляющая платформа для аддитивного производства на базе управляющего контроллера сRIO-9039 с пакетом прикладных программ.

Инновационные технологии послойного производства изделий методом быстрого прототипирования открывают новые возможности для изготовления деталей заданной формы и структуры с заранее прогнозируемыми свойствами. Процесс производства изделий таким методом с применением электронного луча относительно новый, но уже успешно показавший большие перспективы своего использования в промышленности для изготовления широкой номенклатуры деталей и узлов. В его основу положена операция послойного сплавления металлического порошка в вакууме с помощью электронного луча. Этот подход отличает быстрый переход к изготовлению трехмерных изделий непосредственно от системы автоматизированного проектирования с возможностью использования широкого спектра металлов и сплавов, в том числе тугоплавких и химически активных.

Все существующие на сегодня промышленные разработки подобного оборудования принадлежат зарубежным компаниям. Серийно выпускаемых для этих целей отечественных установок не существует.

Создаваемые коллективом Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины технологии и оборудование изначально ориентированы на потребности предприятий Украины. Для производства предполагается применять необходимое производителю недорогое отечественное сырье. Этот подход обеспечит возможность изготовления деталей и узлов исходя из нужд потребителя и в тесном контакте с ним. Разрабатываемые технологии позволят снизить сроки внедрения новых видов продукции, расширить ее ассортимент, а также создавать принципиально новые виды изделий с заранее прогнозируемыми свойствами, производство которых невозможно без применения методов 3D печати.

Целью настоящей работы является создание оборудования для аддитивного производства изделий заданной формы и структуры методами по-

84

слойной электронно-лучевой наплавки металлов в вакууме с применением порошковых материалов.

Для этого необходимо:

• разработать конструкторскую документацию на основные узлы 3D принтера и изготовить экспериментальное лабораторное оборудование;

• разработать программное обеспечение для проведения исследований;

• разработать аддитивные электронно-лучевые технологии, а также исследовать свойства много-слойного наплавленного металла;

• создать промышленный макет оборудования в комплекте с программным обеспечением.

Актуальной задачей является разработка установок на базе электронно-лучевых процессов с применением отечественных порошковых материалов, которые будут сертифицированы и ориентированы для внедрения на отечественных предприятиях.

Большой интерес данные технологии представляют для производства сложных изделий, применяемых в авиа- и турбиностроении. В последние годы наметилась устойчивая тенденция внедрения аддитивных технологий в ведущих отечественных компаниях — «Южмаш», «Мотор Сич», «Зоря-Машпроект».

Оборудование. Для решения поставленных задач были проведены исследования на базе малогабаритной установки для электронно-лучевой сварки типа CB-212M с импульсным источником питания 60кB/60кВт, электронно-лучевой пушкой ЭЛА-60 и пакетом прикладных программ для управления процессом 3D печати. Оборудование и программное обеспечение разработано в Институте электросварки им. Е.О. Патона.

Экспериментальная установка для электронно-лучевой 3D наплавки (рис. 1) состоит из малогабаритной вакуумной камеры 1 с механизмами подачи и распределения порошка 3, вакуумной системы 4, электронно-лучевой пушки 2, высоковольтного источника питания 6 и системы управ-



Рис. 1. Установка для электронно-лучевой 3D наплавки с применением металлических порошковых материалов (описание 1–6 см. в тексте)



Рис. 2. Лабораторное оборудование для электронно-лучевой 3D печати: 1 — вакуумная камера; 2 — электронно-лучевая пушка; 3 — шкафы управления; 4 — высоковольтный источник питания 60 кВ

ления 5. Электронно-лучевая пушка установлена неподвижно на верхней стенке вакуумной камеры. Вакуумная система обеспечивает величину вакуума в камере до 10⁻⁴ Торр. В шкафах управления находятся промышленный компьютер, монитор,



Рис. 3. Вакуумная камера 3D принтера (описание 1-4 см. в тексте)



Рис. 4. Схема процесса аддитивной наплавки, где ЭЛП — электронно-лучевая пушка; ФК — фокусирующая катушка, ОК – отклоняющая катушка

блоки управления высоковольтным источником и вакуумной системой. Высоковольтный источник создает регулируемое напряжение до 60 кВ и ток пучка до 1000 мА. Фото лабораторного оборудования представлено на рис. 2.

Процесс электронно-лучевой наплавки происходит в вакуумной камере 3D принтера (рис. 3), в которой находятся механизмы перемещения и распределения порошка, бункеры с порошком 1 и перемещаемая по вертикали платформа 4. Металлический порошок насыпью подается из бункеров на рабочий стол 2. Рейка 3, перемещаясь по горизонтали, формирует на поверхности платформы слой порошка заданной глубины.

В начальном положении платформа находится вверху шахты (рис. 4). Сфокусированный пучок электронов, сформированный электронно-луче-



Рис. 5. Лабораторная установка для 3D печати: *а* — общий вид оборудования; *б* — вакуумная камера



Рис. 6. Блок-схема лабораторного оборудования для 3D печати, где ЭЛП — электронно-лучевая пушка; ФК — фокусирующая катушка; ОС — отклоняющая система, *I_w* — ток пука электронов; *I_r* — ток фокусировки

вой пушкой (ЭЛП), оплавляет поверхность порошка по заданной траектории. Таким образом, в соответствии с алгоритмом, формируются контуры изделия и его слой. Далее платформа опускается на заданную величину и наносится следующий слой порошка. Процесс повторяется. Изделие выращивается слой за слоем. В конце производственного цикла деталь извлекается из вакуумной камеры, очищается от нерасплавленного порошка и механически обрабатывается. Фото вакуумной камеры 3D принтера показаны на рис. 5.

Блок-схема лабораторного оборудования представлена на рис. 6. Для управления принтером применен управляемый от компьютера программный контроллер Siemens SIMATIC WinAC. Процесс наплавки выполняется по программе в соответствии с компьютерной моделью изделия и с предустановленными технологическими режимами. Объектами управления являются ток пучка I_w , ток фокусировки I_p отклонение пучка по осям X и Y, а также глубина слоя порошка (ось Z).

Образец изделия в форме полого цилиндра выращивался послойно в вакуумной камере при величине вакуума до 10⁻⁴ Торр. Каждый нанесенный слой порошка предварительно разогревался под воздействием расфокусированного электронного пучка, после чего проплавлялся сфокусированным электронным лучом. Пучок электронов



Рис. 7. Изделие в вакуумной камере 3D принтера

перемещался по спирали Архимеда от большего диаметра к меньшему. По окончанию плавления наносился следующий слой порошка. Таким образом, изделие выращивалось слой за слоем. Глубина каждого слоя порошка составляла 300 мкм. По окончанию производственного цикла изделие охлаждалось в вакууме в течение 18 часов.

Фото изделия, расположенного в вакуумной камере 3D принтера, приведено на рис. 7, полученный образец — на рис. 8. Его геометрические размеры: наружный диаметр 85 мм, внутренний — 55 мм, высота 35 мм. Были выполнены резы изделия, изготовлены шлифы и проведены металлографические исследования полученных образцов.

Для выполнения работ применялся порошок титана ВТ20 производства отечественной компании «Ти Текнолоджи» из Запорожья. Порошок представлял собой сплав Ti-Mo-Al-V-Zr с гранулами несферической формы и литой микроструктурой частиц. Выбор сплава данной системы легирования обусловлен тем, что он обладает хорошими антикоррозионными, жаростойкими и



Рис. 8. Образец, выполненный методом 3D печати



Рис. 9. Структура программно-аппаратной платформы управления аддитивным электронно-лучевым оборудованием

механическими свойствами. Сплав ВТ20 используется для изготовления деталей авиационного назначения, способных продолжительное время работать при температуре до 500 °C.

Управляющая платформа. Результаты проведенных научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ показали возможность создания промышленного оборудования для электронно-лучевого аддитивного сплавления порошковых металлических материалов, а также возможность изготовления аддитивным методом изделий заданной формы и свойств.

Авторским коллективом была поставлена цель: разработать промышленное аддитивное электронно-лучевое оборудование для изготовления металлических изделий из порошковых материалов методом послойной наплавки.

Работы проводились совместно с компанией Materialise, Бельгия, которая является мировым лидером в области создания и продвижения технологий 3D печати.

Была разработана концепция программно-аппаратной платформы управления аддитивным электронно-лучевым оборудованием, спроектирован, изготовлен и установлен на действующее оборудование управляющий контроллер с пакетом прикладных программ для 3D печати (рис. 9).

На рис. 10 показана блок-схема 3D принтера. Формирование и предварительная обработка модели изделия происходит в компьютере верхнего уровня, который по Ethernet взаимодействует с управляющим контроллером 3D принтера — MCP. Также компьютер по шине CAN управляет высоковольтным источником.

Управляющий контроллер МСР создан на базе промышленного контроллера сRIO-9039, производства компании National Instruments, США. Контроллер укомплектован модулями для обеспечения взаимодействия с периферийным оборудованием: системой формирования разверток электронного луча, управления его током, фокусировкой — статической и динамической, вакуум-



Рис. 10. Блок-схема 3D принтера

ной системой принтера и системой перемещений (привода производства компании Siemens).

На рис. 11 показана архитектура программного обеспечения программно-аппаратной платформы аддитивного производства.

Построить и отредактировать 3D модель изделия возможно с применением программного продукта Materialise Magics, общепринятого в мире для систем 3D печати. Также допустимо применение другого программного обеспечения, предназначенного для этих целей. На рис. 11 приведен альтернативный программный продукт профессионального уровня — NX, созданный компанией Siemens.

Подготовленный к печати файл компьютерной модели изделия обрабатывается в программном



Рис. 11. Архитектура программного обеспечения 3D принтера



Рис. 12. Программа редактирования САД-моделей Materialise Magics

build-процессоре, который выполняет геометрическое построение детали на платформе, определяет нужное количество слоев и их профиль. Build-процессор формирует исполнительный jobfile, который передается в контроллер МСР. Используя job-file, МСР непосредственно управляет процессом 3D печати.

На рис. 12 представлен интерфейс программы Materialise Magics, где расположена модель изделия в виде полого цилиндра и сформированы, обозначенные синим цветом, технологические поддержки, которые в процессе печати позволяют снизить тепловой контакт изделия с платформой.

Программный продукт Magics выполняет импорт и восстановление файлов модели изделия, их редактирование и подготовку к печати. Все операции имеют функцию трехмерной визуализации.

На рис. 13 показан интерфейс управляющего контроллера МСР, где в режиме реального времени отображается процесс печати изделия — роторной лопатки газотурбинного двигателя.

Указаны положения текущего слоя, количество слоев, время начала и окончания работ, а также визуализация процесса печати.

Полученные результаты. Специалистами Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины выполнен монтаж оборудования 3D принтера и проведены пусконаладочные работы.

Принтер укомплектован программным обеспечением, заправлен металлическим порошком и готов для отработки технологических режимов.

Выводы

В результате проведенных работ:

• разработаны оборудование и элементы техники изготовления деталей методом электронно-лучевой 3D наплавки;

• выполнена аддитивная электронно-лучевая наплавка изделия заданной формы из несферического порошка титанового сплава BT-20;



Рис. 13. Интерфейс управляющего контроллера 3D принтера

• показана уверенная работа оборудования, что подтверждает правильность принятых конструктивных решений;

• создана программно-аппаратная платформа управления аддитивным электронно-лучевым оборудованием.

- 1. Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О. и др. (2019) Микроструктура сплавов титана ВТ20, полученных методом послойной электронно-лучевой наплавки с применением отечественных порошковых материалов. *Автоматическая сварка*, **9**, 7–13.
- 2. Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О. (2018) Получение промышленных изделий с применением электронно–лучевых технологий для 3D печати. *Там же*, **1**, 34–39.
- Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О., Овчинников А.В. (2017) Применение аддитивных электронно-лучевых технологий для изготовления деталей из порошков титанового сплава. *Там же*, **3**, 5–10.
- Нестеренков В.М., Хрипко К.С., Орса Ю.В., Матвейчук В.А. (2018) Электронно-лучевые технологии в авиастроении. *Наука про матеріали: досягнення та перспективи*. Т. 2. Київ, Академперіодика, 192–221.
- 5. Matviichuk V.A., Nesterenkov V.M., Rusynik M.O. (2018) Application of additive electron-beam technologies for manufacture of metal products. *Electrotechnica & Electronica* E+E, **3–4**, 69–73.
- 6. Mahale T.R. (2009) *Electron beam melting of advanced materials and structures*: A dissertation submitted to the Graduate Faculty of North Carolina State University in partial fulfillment of the Requirements for the Degree of Doctor of Philosophy.
- Gaytan S., Murr L., Medina F. et al. (2009) Advanced metal powder based manufacturing of complex components by electron beam melting. *Materials Technology*, 24(3), 180–190.
- Zäh M.F., Lutzmann S. (2010) Modelling and simulation of electron beam melting. *Production Engineering*, 4(1), 15–23.
- Muth T.R., Yamamoto Y., Frederick D.A. et al. (2018) Causal factors of weld porosity in gas tungsten arc welding of powder-metallurgy-produced titanium alloys. *JOM*, 65(5), 643–651.
- Price S., Cheng B., Lydon J. et al. (2015) On process temperature in powder-bed electron beam additive manufacturing: process parameter effects. *J. of Manufacturing Sci. and Eng.*, 136, 061019.

МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВОВ ТИТАНА ВТ20, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ОТЕЧЕСТВЕННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

В.М. НЕСТЕРЕНКОВ¹, В.А. МАТВЕЙЧУК¹, М.О. РУСЫНИК¹, Т.Б. ЯНКО², А.Е. ДМИТРЕНКО³

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев ²ПАО «Институт титана», г. Запорожье ³ННЦ «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков

Методом электронно-лучевой 3D наплавки получены образцы изделий из отечественных несферических порошков титанового сплава BT-20. Микроструктура наплавленного металла беспористая, мелкодисперсная и равномерная по всей поверхности шлифа. Представляет собой игольчатую α' -фазу титана с малым содержанием β -фазы. Микротвердость образца от *HV* 3960 МПа до *HV* 4150 МПа. Отмечено равномерное распределение легирующих элементов и сниженное содержание алюминия вследствие его летучести при наплавке. Выявлено наличие незначительной пористости и повышенной шероховатости на краях изделия. Намечены методы их устранения.

Инновационные технологии послойного производства изделий методом быстрого прототипирования открывают новые возможности для изготовления деталей заданной формы и структуры с заранее прогнозируемыми свойствами. Процесс производства изделий таким методом с применением электронного луча относительно новый, но уже успешно показавший большие перспективы своего использования в промышленности для изготовления широкой номенклатуры деталей и узлов. В его основу положена операция послойного сплавления металлического порошка в вакууме с помощью электронного луча. Этот подход отличает быстрый переход к изготовлению трехмерных изделий непосредственно от системы автоматизированного проектирования с возможностью использования широкого спектра металлов и сплавов, в том числе тугоплавких и химически активных [1].

Все существующие на сегодня промышленные разработки принадлежат зарубежным компаниям. Использование в Украине технологий и машин для прототипирования связано с их покупкой за рубежом и с последующими значительными затратами на приобретение необходимых материалов, которые являются расходным и дорогостоящим компонентом этой технологии.

Однако применяемые в данных установках расходные материалы — порошки титановых сплавов — имеют ряд недостатков. К ним можно отнести несоответствие составов порошковых материалов большому количеству сертифицированных для предприятий Украины сплавов, а также отсутствие отечественных промышленных технологий их получения. Таким образом, имеет место проблема импортозамещения и сырьевого обеспечения оборудования для аддитивного производства.

Актуальной задачей является разработка установок на базе электронно-лучевых процессов с применением отечественных порошковых материалов, которые будут сертифицированы и ориентированы для внедрения на отечественных предприятиях.

Большой интерес данные технологии представляют для производства сложных деталей, применяемых в авиа- и турбиностроении. В последние годы наметилась устойчивая тенденция внедрения аддитивных технологий в ведущих отечественных компаниях. Для промышленных предприятий отечественного машиностроения (ГП ПО «Южмаш», ОАО «Мотор Сич», ГП НПКГ «Зоря»—«Машпроект», ГП ЛРЗ «Мотор») актуальны задачи получения изделий с применением порошковых материалов из титановых сплавов, поскольку из этих сплавов изготавливается большое количество элементов газотурбинных двигателей.

Не следует оставлять без внимания разработку новых решений в производстве титановых порошков, что позволит снизить стоимость сырья. К числу таких решений можно отнести разработанную технологию получения порошка титановых сплавов по принципу гидрирования–дегидрирования (HDH процессы) спеченного полуфабриката [2].

В данной работе решалась задача получения изделия из титанового сплава ВТ20 с применением аддитивных электронно-лучевых технологий методом послойной наплавки.

Материалы и оборудование. Для изготовления образцов изделий применялся несферический порошок титана ВТ20 производства отечественной компании «Ти Текнолоджи». Порошок представлял собой сплав Ti–Mo–Al–V–Zr с гранулами несферической формы и литой микроструктурой

© В.М. НЕСТЕРЕНКОВ, В.А. МАТВЕЙЧУК, М.О. РУСЫНИК, Т.Б. ЯНКО, А.Е. ДМИТРЕНКО, 2019



Рис. 1. Внешний вид (a) и микроструктура (б, в) порошков HDH BT20 фракции от 60 до 140 мкм

Химический состав используемого порошка ВТ20

Содера	жание легирующих	элементов не более,	Содержание примесей не более, мас.%				
Zr	Zr Mo		Al	N	N H		
1,52,5	0,52,0	0,82,5	5,57,0	0,05	0,015	0,15	

частиц (рис. 1). Выбор сплава данной системы легирования обусловлен тем, что он характеризуется хорошими антикоррозионными, жаростойкими и механическими свойствами. Сплав ВТ20 используется для изготовления деталей, в том числе и авиационного назначения, способных продолжительное время работать при температуре до 500 °C.

Порошок получен методом термохимического охрупчивания посредством водорода (метод гидрирования, HDH) спеченной заготовки сплава ВТ20. Для исследований выбрана фракция с размером частиц от 60 до 140 мкм. Химический состав используемого материала приведен в таблице.

Работы по наплавке проводились на оборудовании для 3D печати, созданном на базе малогабаритной установки для электронно-лучевой сварки типа CB-212M с импульсным источником питания 60 кB/60 кВт, электронно-лучевой пушкой ЭЛА-60 и пакетом прикладных программ для управления процессом 3D печати.

Оборудование и программное обеспечение разработано в Институте электросварки им. Е.О. Патона. Общий вид оборудования представлен на рис. 2.



Рис. 2. Оборудование для электронно-лучевой 3D печати (описание *1–4* см. в тексте)

Установка состоит из малогабаритной вакуумной камеры l с механизмами подачи и распределения порошка, перемещения изделия, электронно-лучевой пушки 2, высоковольтного источника питания 4 и системы управления 3. Электронно-лучевая пушка 2 установлена неподвижно на верхней стенке вакуумной камеры. Вакуумная система установки обеспечивает величину вакуума в камере до 10^{-4} торр. В шкафах управления 3 находятся промышленный компьютер, монитор, блоки управления высоковольтным источником и вакуумной системой. Высоковольтный источник 4 позволяет получить регулируемое напряжение до 60 кВ и ток пучка до 1000 мА.

Процесс электронно-лучевой наплавки происходит в вакуумной камере 1 (рис. 3). Металлический порошок насыпью подается на рабочий стол 9 из бункеров 3. Рейка 4, перемещаясь вдоль стола 9, формирует на поверхности паллеты 7 слой порошка заданной глубины. В начальном положении паллета находится вверху шахты 8. Сфокусированный пучок электронов, сформированный ЭЛП 2, оплавляет поверхность порошка по заданной траектории. Таким образом, в соответствии с алгоритмом, формируются контуры изделия и его слой. Далее паллета 7 опускается на заданную величину и наносится следующий слой порошка. Процесс повторяется. Изделие 6 выращивается слой за слоем. В конце производственного цикла деталь извлекается из вакуумной камеры, очищается от нерасплавленного порошка 5 и механически обрабатывается.

Блок-схема управления оборудованием приведена на рис. 4. Для формирования зоны плавления использован управляемый от компьютера про-



Рис. 3. Схема установки для аддитивного производства с применением металлических порошковых материалов (описание *1–9* см. в тексте)

граммный контроллер Siemens SIMATIC WinAC. Пучок электронов отклоняется по осям X, Y и создает зону плавления заданной формы. Процесс наплавки выполняется по программе в соответствии с компьютерной моделью изделия и с предустановленными технологическими режимами. Объектами управления являются ток пучка I_w , ток фокусировки I_f , отклонение пучка по осям X и Y, а также глубина слоя порошка (ось Z).

Образец изделия в форме полого цилиндра выращивался послойно в вакуумной камере при величине вакуума 1·10⁻⁴ торр. Каждый нанесенный слой порошка предварительно разогревался под воздействием расфокусированного электронного пучка, после чего проплавлялся электронным лучом. Пучок электронов перемещался по спирали Архимеда от большего диаметра к меньшему. По окончанию



Рис. 5. Изделие в вакуумной камере 3D принтера

наплавки наносился последующий слой порошка. Таким образом, изделие выращивалось слой за слоем. Глубина каждого слоя порошка составляла 300 мкм. По окончанию производственного цикла изделие охлаждалось в вакууме в течение 18 ч.

Фото изделия, расположенного в вакуумной камере 3D принтера, приведено на рис. 5, полученный образец на рис. 6. Геометрические размеры изделия: наружный диаметр 85 мм, внутренний — 55 мм, высота 35 мм.

Полученный образец был подготовлен для дальнейшего металлографического исследования особенностей формирования структуры вдоль и поперек осей наплавки. Исследование микроструктуры осуществляли на металлографическом оптическом микроскопе «Neophot-32» при различных увеличениях. Твердость фазовых составляющих измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «LECO», нагрузка составляла 0,3 Н, время приложения 10 с. Изображение микроструктур получено при помощи фотокамеры «Olumpys C-500». Структура и химический состав образцов были изучены с помощью сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионного микроанализа с использованием сканирующего электронного микроскопа JSM 7001F с ускоряющим напряжением 20 кВ. Наблюдение за



Рис. 4. Блок-схема управления оборудованием для аддитивной электронно-лучевой наплавки: ЭЛП — электронно-лучевая пушка; ФК — фокусирующая катушка ЭЛП; ОС — отклоняющая катушка ЭЛП (описание остальных параметров см. в тексте)



Рис. 6. Образец, выполненный методом 3D печати

структурой проводилось как в режиме вторичных электронов (SEI), так и в режиме обратного рассеяния электронов (СОМРО), формирующих контраст составного изображения. Состав анализировали с использованием детектора INCA PentaFET×3 и программы Oxford Instruments INCA 4.11. Для калибровки количественного анализа использовали стан-



Рис. 7. Макрошлиф поперечного сечения изделия из титанового сплава BT20

дарт кобальта с чистотой 99,99 %. Для определения степени распределения основных элементов сплава проводилось исследование в режиме картирования.

Результаты и обсуждения. Для исследования свойств наплавленного металла были сделаны поперечные разрезы и изготовлены макрошлифы, один из которых приведен на рис. 7.

Анализ поперечных шлифов показывает получение плотной литой структуры наплавленного металла. В целом дефекты формирования отсутствуют. Ближе к боковым поверхностям фиксируются отдельные несплавления (рис. 8), свидетельствующие о необходимости корректировки технологического процесса расплавления краевых слоев изделия. Устранение подобных дефектов возможно путем предварительного формирования наружного и внутреннего контуров изделия с последующим их оплавлением и заполнением межконтурного пространства литым металлом при сканировании электронного пучка.

Для исследования химического состава изделия применяли рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) — метод определения состава вещества посредством анализа характеристического рентгеновского излучения. Результаты исследований приведены на рис. 9 и 10. Исследуемый объект подвергали воздействию электронного пучка, который вызывал рентгеновское излучение. Об-



Рис. 8. Дефекты на поверхности поперечного сечения образца



Рис. 9. Рентгеноспектральный микроанализ распределения титана, алюминия и ванадия в образце (слева вверху — электронное изображение)

разец бомбардировался высокоэнергетическими электронами, в результате чего с его поверхности происходила эмиссия рентгеновского излучения. Из анализа характеристического рентгеновского излучения определяли, какие элементы и в каких количественных соотношениях входят в состав изделия. Большему содержанию элемента соответствуют более интенсивный цвет (рис. 9) или наличие пиков на кривой интенсивности по линии или площади сканирования (рис. 10).

Рентгеноспектральный микроанализ (рис. 9) подтверждает, что легирующие элементы распределены равномерно. Кроме того, ванадий имеет повышенную концентрацию по границам зерен α-фазы, что является характерным для титановых сплавов данной системы легирования.

Однако, как показал EDX-анализ — метод энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (рис. 10), содержание алюминия несколько отлича-



Рис. 10. Элементный EDX-анализ образца



Рис. 11. Микроструктура (×500) металла наплавки (порошок ВТ20)

ется от пределов, заданных ГОСТ 19807–91 «Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки», а также значений, указанных в таблице. Отклонение, по всей видимости, связано с повышенной летучестью паров алюминия в условиях сплавления при высоком вакууме.

Для устранения этого недостатка необходимо в исходном материале — порошках титановых сплавов — поддерживать содержание алюминия на более высоком уровне. Процентное превышение содержания алюминия в исходной шихте следует подбирать эмпирически в зависимости от типа сплава. В целом микроструктура наплавленного металла мелкодисперсная и равномерная по всей поверхности шлифа, представляет собой кристаллиты, вытянутые в направлении теплоотвода.

Структура наплавки в теле кристаллитов в основном представляет собой игольчатую α'-фазу (пересыщенный твердый раствор замещения легирующих элементов в α-титане) и небольшое количество β-фазы (рис. 11).

Границы зерен чистые без включений. Проплавленные части образца беспористые, что свидетельствует о полном проплавлении слоя порошка в процессе 3D печати.

Твердость металла на всех участках существенно не отличалась и находилась в пределах от *HV* 3960 МПа до *HV* 4150 МПа.

Таким образом, проведенные исследования показали, что разработанная технология аддитивной электронно-лучевой наплавки позволяет получать из несферических порошков титановых сплавов ВТ-20 изделия сложной формы с наличием в них заданных чертежом полостей.

Выводы

1. Выполнена аддитивная электронно-лучевая наплавка изделий заданной формы из несферических порошков титановых сплавов.

2. Показана уверенная работа оборудования, что подтверждает правильность принятых конструктивных решений.

3. Получены образцы с хорошим формированием литой структуры наплавленного металла и однородным химическим составом.

4. Выявлены недостатки, связанные с режимами наплавки порошковых композиций.

5. Обозначена необходимость увеличения содержания алюминия в исходном сырье для компенсации его эвакуации в вакуумную систему.

6. Определены направления дальнейших исследований и усовершенствований аддитивных электронно-лучевых технологий.

- Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О., Овчинников А.В. (2017) Применение аддитивных электронно-лучевых технологий для изготовления деталей из порошков титанового сплава. Автоматическая сварка, 3, 5–10.
- 2. Янко Т.Б., Овчинников А.В. (2018) Титан в аддитивных технологиях. Строительство, материаловедение, машиностроение: Стародубовские чтения, 217–222.
- Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О. (2018) Получение промышленных изделий с применением электронно–лучевых технологий для 3D печати. Автоматическая сварка, 1, 34–39.
- Нестеренков В.М., Хрипко К.С., Орса Ю.В., Матвейчук В.А. (2018) Электронно-лучевые технологии в авиастроении. *Наука про матеріали: досягнення та перспективи*. У 2-х т. Т. 2. Лобанов Л.М. та ін. (ред.). Київ, Академперіодика, сс. 192–221.
- 5. Matviichuk V.A, Nesterenkov V.M., Rusynik M.O. (2018) Application of additive electron-beam technologies for manufacture of metal products. *Electrotechnica & Electronica* E+E, **3–4**, 69–73.
- 6. Mahale T.R. (2009) *Electron beam melting of advanced materials and structures:* Ph.D. dissertation, North Carolina State University, NC, US.
- Gaytan S., Murr L., Medina F. et al. (2009) Advanced metal powder based manufacturing of complex components by electron beam melting. *Materials Technology*, 24(3), 180–190.
- Zäh M.F., Lutzmann S. (2010) Modelling and simulation of electron beam melting. *Production Engineering*, 4(1), 15–23.
- Muth T.R., Yamamoto Y., Frederick D.A. et al. (2018) Causal factors of weld porosity in gas tungsten arc welding of powder-metallurgy-produced titanium alloys. *JOM*, 65(5), 643–651.
- Price S., Cheng B., Lydon J. et al. (2015) On process temperature in powder-bed electron beam additive manufacturing: Process parameter effects. *J. of Manufacturing Sci. and Eng.*, 136.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ ІМПУЛЬСНО-ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ В ЗАХИСНИХ ГАЗАХ НА УМОВИ ПРОТІКАННЯ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ І ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ШВІВ В ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ ВИКОНАНИХ ВИСОКОЛЕГОВАНИМИ ЗВАРЮВАЛЬНИМИ МАТЕРІАЛАМИ

В.Д. ПОЗНЯКОВ, А.В. ЗАВДОВЕСВ, А.М. ДЕНИСЕНКО

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

При зварюванні середньовуглецевих легованих сталей, які використовуються при виготовленні техніки спеціального призначення, необхідно вирішувати дві взаємовиключні задачі – збільшити глибину проплавлення та зменшити ширину ЗТВ. Для успішного вирішення цього завдання необхідно використовувати процеси дугового зварювання з концентрованим джерелом тепла. Одним з таких процесів є імпульсно-дугове зварювання (IДЗ). Проведені дослідження дозволили встановити, що при IДЗ зміна зварювального струму носить складний характер, а саме: на високочастотний імпульсний сигнал (60 кГц), накладаються імпульси струму низької частоти (від 90–150 Гц). Зміна значень середнього струму зварювання при IДЗ досягається за рахунок збільшення струму паузи і частоти проходження імпульсів струму з високою амплітудою. Показано, що IДЗ дозволяє зменшити величину розбризкування металу, збільшити глибину проплавлення (практично в 2 рази) в порівнянні зі стаціонарним зварюванням. При цьому швидкість охолодження металу ЗТВ в інтервалі температур 600–500 °C зменшується практично в 1,5 рази, що дозволило зменшити ширину ЗТВ на 40 %.

Відомо, що для виготовлення техніки спеціального призначення використовуються термозміцнені високоміцні леговані сталі з підвищеними показниками твердості, а для виготовлення сучасних будівельних і машинобудівних металоконструкцій високоміцні низьколеговані сталі класу міцності С460 та вище, які набувають високих показників статичної міцності та ударної в'язкості за рахунок терморегульованої прокатки. На даний час, для забезпечення зварним з'єднанням зазначених сталей необхідного комплексу механічних властивостей їх зварювання виконусться на обмежених режимах, що, по-перше, робить процес зварювання малопродуктивним, а, по-друге, підвищує ризик утворення в з'єднаннях недопустимих дефектів таких як холодні тріщини, непровари та несплавлення. Зазвичай, при традиційних процесах дугового зварювання в захисних газах, ці питання вирішуються за рахунок підвищення режимів зварювання. Але для сучасних конструкційних сталей такий підхід малоефективний, оскільки із збільшенням режимів зварювання в зоні термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань спостерігається зменшення, до рівня що нижчий за встановлені норми, показників твердості, міцності та ударної в'язкості металу. При цьому також збільшуються розміри ЗТВ, що негативно позначається на живучості зварних з'єднань зі сталей високої твердості. Вирішити зазначені проблеми можливо за рахунок порційного внесення тепла в зварне з'єднання, що може бути реалізовано при імпульсно-дуговому зварюванні.

© В.Д. ПОЗНЯКОВ, А.В. ЗАВДОВЄЄВ, А.М. ДЕНИСЕНКО, 2019

Процес імпульсно-дугового зварювання якісно відрізняється від традиційного зварювання в захисних газах, а також від ручного дугового зварювання модульованим током [1-5]. В економічно розвинених країнах він знаходить все більш широкого використання при виготовленні зварних конструкцій з алюмінієвих сплавів, титану та конструкційних сталей міцністю до 500 МПа. Пояснюється це тим, що при імпульсно-дуговому зварюванні розширюються можливості управління процесами плавлення і переносу електродного металу в різних просторових положеннях, поліпшується формування швів, зменшуються перемішування електродного металу з основним металом та розміри зони термічного впливу [5-12]. Саме з цим пов'язано те, що такі відомі фірми Fronius (Австрія), Bohler (Германія), ESAB (Швеція) та інші значну увагу в своїй діяльності приділяють розробці та виготовленню обладнання для реалізації і розширення можливостей імпульсно-дугового процесу зварювання в захисних газах. Значно слабше в технічній літературі висвітлюються питання щодо впливу параметрів імпульсно-дугового зварювання на термічні процеси, які відбуваються в металі ЗТВ зварних з'єднань, та як вони позначаються на структурі та механічних властивостях даного металу, на його опірності утворенню холодних тріщин і крихкому руйнуванню, тощо. Саме невизначеність цих питань стримує застосування імпульсно-дугового зварювання в захисних газах при виготовленні металевих конструкцій із сталей, які чутливо реагують на термічні процеси та схильні до гартування.

Методика досліджень. Для вирішення поставленої в роботі задачі проводили наплавлення високолегованим зварювальним дротом ХОРДА307Ті, який є аналогом відомого дроту марки Св-08Х20Н9Г7Т. Використовувалася дріт Ø1,2 мм. Наплавлення здійснювалися на пластини товщиною 10 мм зі сталі 09Г2С. З пластин з наплавленням виготовлялися шліфи на яких проводили вимірювання параметрів швів і ЗТВ. Для виявлення ЗТВ шліфи піддавали макротравленню розчином хлорного заліза. Запис ТЦС ділянки перегріву ЗТВ проводилася з використанням хромель-алюмелеві термопар Ø0,5 мм. Термопара встановлювалася на ділянку ЗТВ, який нагрівався до температурі 1200 °С. Для оцінки впливу режимів імпульсно-дугового зварювання на параметри шва було обрано такі режими: зварювальний струм: I = 120, 160, 200, 240 A, напруга на дузі U = 20,24, 28, 30 В, швидкість зварювання = 15 м/год, захисний газ — суміш Ar + 18 % CO₂. Як джерело струму використовувався випрямляч інверторного типу марки ewm Phoenix Pulse 401, який забезпечує різну частоту проходження імпульсів при імпульсно-дуговому зварюванні. Для визначення зварювально-технологічних характеристик джерела струму було використано цифровий осцилограф UTD2000CEX-II, який дозволяє проводити фіксацію вольт амперної характеристики в широких діапазонах. Для запису осцилограм використовували шунт 75ШСМ, який має опір 150 мкОм. Це дозволяє регіструвати струми зварювання до 500 А, при цьому падіння напруги на шунті буде відповідно дорівнювати 75 мВ. Геометричні параметри швів визначалися, шляхом оцифрування та застосування спеціального програмного забезпечення AxioVision 4.6.

Результати та обговорення. Джерело живлення ewm Phoenix Pulse 401 відноситься до інверторного типу, у зв'язку з цим, було проведено порівняння вольт-амперних характеристик з джерелом живлення ВДУ500 обладнаного трансформаторним випрямлячем. З наведених на рис. 1 результатів видно, що зазначені джерела струму суттєво відрізняються за характеристиками зміни зварювального струму при роботі в стаціонарному режимі. Встановлено, що стаціонарний режим зварювання джерелом живлення ВДУ характеризується постійним струмом з незначними осциляціями. Величина струму на осцилограмі відповідає 120 А. Для джерела живлення ewm Phoenix Pulse 401, обладнаного інверторним випрямлячем, залежність зміни струму зварювання принципово відрізняється. При невеликій розвертці осцилограми (т ~ мс) спостерігається широка полоса щільних імпульсів достатньо великої амплітуди (рис. 1, в). З метою виявлення особливостей амперної характеристики було збільшено масштаб розвертки осцилограми до мікросекунд (рис. 1, г). За таких умов проявляються особливості зміни зварювального струму, які носять імпульсний характер. Чітко спостерігаються ділянки імпульсу і паузи, та при переходах осцилюючі затухаючі коливання. Для підрахунку величини струму вибиралась середнє значення цих коливань. Частота слідування імпульсів складає 58 кГц, та не змінюється при збільшенні струму зварювання. Натомість змінюється скважність та струм імпульсу рис. 2. Аналіз осцилограм для досліджуваних струмів зварювання показав, що струм паузи у всіх випадках дорівнює нулю. Для струму зварювання 120 А, який виставляється на приладній панелі джерела живлення, струм імпульсу дорівнює 333 А, його тривалість $t_{\mu} = 2$ мкс. Згідно формулі визначення середнього струму зварювання $I_{cp} = \frac{I_{u}t_{u} + I_{u}t_{u}}{t_{u} + t_{u}}, I_{cp} =$

= 110 А, тобто на 8,3 % нижче за показники на приладі. Скважність (t_{μ}/T) дорівнює 0,33. З ростом струму зварювання (який виставляється на прибо-



Рис. 1. Осцилограми зварювального струму для джерел живлення трансформаторного та інверторного типів



Рис. 2. Осцилограми для інверторного джерела живлення, стаціонарний режим зварювання

рі), зростає струм в імпульсі, та тривалість імпульсу при незмінній частоті слідування (рис. 3).

При переході від стаціонарного до імпульсного режиму зварювання (еwm Phoenix Pulse 401) змінюється і вольт-амперна характеристика. Відбувається суперпозиція імпульсів — на високочастотні імпульси накладаються короткотривалі проміжки імпульсів великої амплітуди (I = 447 A, рис. 4). Таким чином, для підрахування середнього струму імпульсного процесу, спочатку вираховувалися значення середнього струму імпульсу та паузи окремо, а далі визначався середній струм всього процесу. Слід зазначити, що форма високоамплітудного імпульсу має параболічний характер. Тобто зростання, вихід на пікові значення, та спад. У зв'язку з цим у формулі підрахунку середнього струму всього процесу, авторами було введено поправочний коефіцієнт α .



Рис. 3. Залежність середнього струму зварювання та струму імпульсу (1), скважність (2)

$$I_{\rm cp} = \frac{\alpha I_{\rm M} t_{\rm H} + I_{\rm m} t_{\rm m}}{t_{\rm M} + t_{\rm m}}$$

У цьому випадку поправочний коефіцієнт визначався як різниця у площах прямокутного та параболічного імпульсу. Для цього визначали площі та брали їх співвідношення S_{параболічного}/S_{прямокутного} = = 0,84. Якісне дослідження імпульсного режиму зварювання (рис. 5) дозволило встановити, що з ростом середнього струму зварювання (задаваємого на приладі) збільшується частота слідування імпульсів великої амплітуди. Кількісне дослідження осцилограм дозволило встановити особливості імпульсного режиму. По-перше середній струм високої амплітуди має сталі характеристики: І_ = = 447 А, скважність = 0,6, частота = 58 кГц. В паузі середній струм зростає від 72 до 164 А, тобто амплітуда струму паузи зростає, при зростанні середнього струму від 120 до 240 А відповідно. Крім того скважність в паузі зростає від 0,23-0,4, також зростає і скважність процесу в цілому від 0,19 до 0.36 (рис. 5). Це досягається за рахунок збільшення частоти слідування від 89 до 153 Гц. Згідно з дослідженнями авторів [12] ці частоти відповідають оптимальним, які дозволяють отримувати якісні зварні з'єднання. Якщо дослідити параметр $\phi = (I_{\perp})$ I_{μ}) ft_{μ} , який дорівнює $\phi = 0,13-0,23$, то можна сказати, що згідно [12] ці показники також відносяться до оптимальних. Тобто, розробники обладнання ewm Phoenix Pulse 401 в програмному забезпеченні, яке керує вибором режимів імпульсно-дугового зварювання заздалегідь закладено оптимальні параметри.

Аналіз термічних циклів зварювання дозволив встановити такі особливості [1]: при ІДЗ швидкість зростання температури металу ділянки перегріву ЗТВ більше ніж у разі зварювання стаціонарної дугою; в високотемпературної області від 1350 до 1000 °C охолодження металу при ІДЗ відбувається швидше, а в області температур менше



Рис. 4. Осцилограма зварювального струму для імпульсного режиму

1000 °С — повільніше. Більш детальний аналіз впливу режимів імпульсної зварювання на швидкість охолодження металу ЗТВ показав, що швидкість охолодження металу в інтервалі температур найменшій стійкості аустеніту 600–500 °С для ІДЗ



Рис. 5. Осцилограми для інверторного джерела живлення, імпульсний режим зварювання

менше ніж в разі зварювання стаціонарної дугою, а $\tau_{8/1}$ має близькі значення.

Зміна умов охолодження, що спостерігаються при переході від зварювання стаціонарно палаючої дугою до імпульсно-дугового зварювання дозволяють припустити, що при даному процесі зварювання в металі ЗТВ високоміцних сталей з $\sigma_{0,2} > 600$ МПа буде формуватися більш сприятлива структура з більш високою стійкістю до утворення холодних тріщин і до крихкого руйнування. Роботи з цього напрямку будуть результатом наших подальших досліджень.

Зовнішній вигляд валиків наплавлень виконаних стаціонарної та імпульсно-дугового зварювання відрізняється [1]. При порівнянні стаціонарного і імпульсно-дугового режимів зварювання чітко видно, що при імпульсно-дугового зварювання валик шва більш однорідний і рівномірний без слідів розбризкування. Вимірювання втрат металу на розбризкування показали, що при ім-



Рис. 6. Залежність глибини проплавлення та форми шву від середнього струму зварювання при імпульсно-дуговому зварюванні (постійна швидкість зварювання)



Рис. 7. Залежність ширини ЗТВ від середнього струму зварювання при імпульсно-дуговому зварюванні: *а* — під грибком; б — в корні

пульсно-дуговому зварюванні воно зменшується на порядок, від 0,7 % при стаціонарної до 0,07 % при імпульсно-дуговому зварюванні.

Аналіз поперечного перерізу наплавлень виконаних на різних режимах показав, що глибина проплавлення при імпульсно-дугового зварювання збільшується в порівнянні зі стаціонарної зварюванням на таких же режимах (рис. 6). При цьому форма проплавлення шва при імпульсно-дугового зварювання значно відрізняється від процесу, який виконувався стаціонарно палаючої дугою. Що стосується глибини проплавлення, то в цілому з ростом зварювального струму вона збільшується, але в разі імпульсно-дугового зварювання глибина проплавлення практично в два рази більше ніж в разі зварювання стаціонарно палаючої дугою.

Кількісний аналіз показав, що зі збільшенням струму зварювання ширина шва також збільшується. Характер зміни цієї величини однаковий, як для зварювання стаціонарно палаючої дугою, так і для імпульсно-дугового зварювання. Аналогічна залежність спостерігається і для висоти шву. Величина ЗТВ під грибком, порівнянна для обох видів зварювання, а в корені шву ЗТВ менше на 40 відсотків для імпульсно-дугового зварювання (рис. 7).

Таким чином в роботі показано суттєву відмінність за зварювально-технологічними характеристиками імпульсно-дугового процесу від стаціонарного зварювання. Ці відмінності дозволяють змінити геометричні параметри шву та ефективно регулювати тепловкладення. На основі проведених досліджень можна зробити наступні віисновки:

Висновки

Встановлено, що при ІДЗ зміна зварювального струму носить складний характер, а саме: на високочастотний імпульсний сигнал (60 кГц), накладаються імпульси струму низької частоти (від 90–150 Гц). Зміна значень середнього струму зварювання при ІДЗ досягається за рахунок збільшення струму паузи і частоти проходження імпульсів струму з високою амплітудою. Показано, що ІДЗ дозволяє зменшити величину розбризкування металу, збільшити глибину проплавлення (практично в 2 рази) в порівнянні зі стаціонарною зварюванням. При цьому швидкість охолодження металу ЗТВ в інтервалі температур 600–500 °C зменшується практично в 1,5 рази, що дозволило зменшити ширину ЗТВ на 40 %.

- Позняков В.Д., Завдовеев А.В., Гайваронский А.А. и др. (2018) Влияние режимов импульсно-дуговой сварки на параметры металла шва и ЗТВ сварных соединений, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т. Автоматическая сварка, 9, 9–16.
- 2. Palani P.K., Murugan N. (2006) Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. *J. of Materials Processing Technology*, **172**, 1–10.
- Tong H., Ueyama T. et al. (2001) Quality and productivity improvement in aluminium alloy thin sheet welding using alternating current pulsed metal inert gas welding system. *Sci. Technol. Weld. Join.*, 6(4), 203–208.
- Needham J.C., Carter A.W. (1965) Material transfer characteristics with pulsed current. *Brit. Weld. J.*, 5, 229–241.
- Rajasekaran S. (1999) Weld bead characteristics in pulsed GMA welding of Al–Mg alloys. *Weld. J.*, 78(12), 397-s–407-s.
- Murray P.E. (2002) Selecting parameters for GMAW using dimensional analysis. *Ibid.*, 81(7), 125-s–131-s.
- Amin M., Ahmed N. (1987) Synergic control in MIG welding 2 — power current controllers for steady dc open arc operation. *Met. Construct.*, June, 331–340.
- Amin M. (1983) Pulse current parameters for arc stability and controlled metal transfer in arc welding. *Ibid.*, May, 272–377.
- 9. Lambert J.A. (1989) Assessment of the pulsed GMA technique for tube attachment welding. *Weld. J.*, 68(2), 35–43.
- 10. Essers W.G. (1984) Van Gompal arc control with pulsed GMA welding. *Ibid.*, 64(6), 26-s–32-s.
- 11. Amin M. (1981) Synergetic pulse MIG welding. *Metal Construction*, **6**, 349–353.
- Dorn L., Devakumaran K., Hofmann F. (2009) Pulsed current gas metal arc welding under different shielding and pulse parameters. Pt 2: Behaviour of metal transfer. *ISIJ Int.*, 49(2), 261–269.

ДОСЛІДЖЕННЯ ЛАЗЕРНО-ЛИВАРНОГО ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛІВ РІЗНОГО ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

С.С. САЛІЙ, Л.Ф. ГОЛОВКО, В.В. РОМАНЕНКО, М.С. БЛОЩИЦИН НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Використання в сучасному виробництві двошарових стальних біметалів веде не тільки до істотної економії дорогих матеріалів, а й досягається якісно нові властивості виробів. В роботі виконані теоретичні та експериментальні дослідження процесу виготовлення листових біметалів з використанням лазерно-ливарних процесів, при якому між його складовими забезпечується металургійний звъязок. Перед проведенням експерименту було проведено моделювання температурного поля у двофазовому середовищі в процесі сплавлення біметалу. Комбінований лазерно-ливарний процес здійснювався в два етапи. На поверхні зразків з жаростійкої нержавіючої сталі 20Х23Н18 за допомогою сфокусованого лазерного випромінювання в імпульсному високочастотному режимі формувались концентричні виступи різноманітної форми із різними геометричними розмірами. Після цього на поверхню зразків заливалась розплавлена конструкційна сталь марки Ст.3. Результати показують, що за рахунок керування формою виступів функціонального шару досягається підвищення температури в зоні сплавляння, що в свою чергу веде до утворення надійного з'єднання між складовими. Для створення стабільного металургійного звъязку між двома металами важливі дві речі: достатня температура перегріву розплаву по відношенню до іншого, на величину, що залежить від розмірів та форми нанесеного рельєфу, а другий — швидкість охолодження розплаву, обумовлена товщиною шару другого компоненту та схемою заливання.

Сучасне машинобудування, зокрема, авіа- та ракетобудування, ядерна, хімічна та нафтопереробна промисловості, характеризується широким застосуванням виробів, виготовлених із біметалів. Їх використання веде не тільки до істотної економії дорогих матеріалів, таких як Ni, Cr, Co, Ti, а й досягти якісно нових властивостей виробів. У більшості випадках вимоги до високих експлуатаційних властивостей вливають тільки на робочу поверхню матеріалу, тоді як інша не піддається прямій взаємодії з факторами, які викликають абразивне і корозійне зношування. Із найбільш економічних способів нанесення металевих покриттів на матеріали зі специфічними експлуатаційними властивостями є лиття. Таким чином, вона складає суттєву конкуренцію найбільш розповсюдженим способам наплавлення шляхом зварювання та термічного напилення, оскільки на додаток до економічних переваг вона попереджує розвиток тріщин в зоні термічного впливу [1-3]. Основою технології виливання біметалів, що виготовляються в рідинно-твердій системі, є так званий метод підготовки порожнини ливарної форми [1]. При якому один із компонентів в твердому стані монолітно або гранулами поміщають в форму, а інший компонент заливають в рідкому стані. Але отримати біметалевий злиток високої якості на практиці дуже складно, оскільки з'єднання шарів біметалу здійснюється після заливання в піщану форму, а високі температури і середовище призводить до утворення на поверхнях з'єднання окисних плівок, які погіршують умови зчеплення шарів.

Метою даної роботи є теоретичні та експери- заве ментальні дослідження процесу виготовлення тобт © С.С. САЛІЙ, Л.Ф. ГОЛОВКО, В.В. РОМАНЕНКО, М.С. БЛОЩИЦИН, 2019

листових біметалів з використанням лазерно-ливарних процесів, при якому буде забезпечуватися металургійний зв'язок між його складовими.

Комбінований лазерно-ливарний процес умовно можна розділити на два этапи. На першому етапі відбувається підготовка поверхні функціонального матеріалу перед подальшою заливкою матеріалом основи в рідкому стані. За допомогою сфокусованого лазерного випромінювання, яке подається разом із захисним газом, формується мікрорельєф з відповідними параметрами: крок між заглибленнями і виступами, висота виступів або глибина западин рельсфу; форма виступів/западин в поперечному перетині (прямокутна, трикутна, у вигляді трапеції). На другому етапі підготовлену складову поміщають у виливницю та на оброблену поверхню наноситься розплав матеріалу основи [4, 5]. Розплавлений матеріал перегрівають по відношенню до температури плавлення встановленої у виливницю пластини, на величину, що залежить від розмірів нанесеного рельєфу [6]. При цьому форма металічних западин/виступів та їх розміри забезпечують локалізацію тепла в цих елементах, їх оплавлення та утворення металургійного зв'язку.

Перед проведенням експерименту було проведено моделювання температурного поля в процесі сплавлення біметалу. Моделювання проводилось в програмному пакеті «Comsol Multiphysics» v.5.2. Слід зазначити, що моделювався не сам технологічний процес, а лише температурне поле після завершення процесу лиття рідкого компоненту, тобто область моделювання є сталою. Для врахуи 2019



Рис. 1. Зміна температурного поля по всьому об'єму на межі середовищ: а — непрозора модель; б — напівпрозора модель

вання багатошаровості розглядалась двошарова область визначення. Верхній шар (основа) перебуває у рідкому стані, а нижній (функціональний) шар — у твердому. У процесі нагріву в області моделювання можуть виникати зони, в яких матеріал перебуває в іншому агрегатному стані. В середині борозен метал може плавитися під дією нагрітого верхнього шару. Поступово розплавлене покриття охолоджується і кристалізується. Тобто модельований процес може супроводжуватися фазовими переходами. Матеріали цих двох частин модельованого об'єкта характеризуються різними теплофізичними коефіцієнтами.

Постановка задачі про фазові переходи складається з основного рівняння, яке описує процеси теплообміну всередині області визначення, початкових та граничних умов. Моделювання температурного поля у двофазному середовищі полягає у розв'язанні нелінійного нестаціонарного диференціального рівняння з частинними похідними, що визначено на описаній області визначення [7].

Розглянемо деякі важливі для нас моменти із теорії двофазної зони [8, 9], яка добре описує кристалізацію широкого класу металевих двокомпонентних сплавів. Як слідує із назви, основною концепцією є введення зони^{*}, в якій існують одночасно тверда і рідка фази. У довільній системі просторових координат стан двофазної зони описується системою рівнянь:

$$T_L = \varphi(C), \tag{1}$$

$$\alpha \Delta T - \theta \frac{\partial S}{\partial t} = \frac{\partial T}{\partial t},\tag{2}$$

$$\nabla (DS\nabla C) + k(C)C\frac{\partial S}{\partial t} = \frac{\partial (SC)}{\partial t},$$
(3)

де T — температура; C — концентрація домішкового компоненту; S — частка рідкої фази; D — коефіцієнт дифузії; α — коефіцієнт температуропровідності; t — час. Рівняння (1.1) є рівнянням лінії ліквідусу і означає стійкий рівноважний стан рідини всередині зони, що кристалізується.

У рівняннях теплопровідності (2) і масопереносу (3), що мають близький до рівняння теплопровідності з джерелом (див. рівняння теплопровідності в [10]) вигляд, враховуються тепловиділення і поглинання домішків, пов'язані з кристалізацією розплаву, відносна кількість якого в кожному елементі обсягу виражається функцією S(x, y, z, t) перетином рідкої фази. Таким чином, ці рівняння придатні для опису як чисто рідкої області злитка, в якій, очевидно, $S \equiv 1$, так і твердої фази, де $S \equiv 0$. Таким чином, можливий однотипний опис всього злитка, який твердне, в цілому, без спеціального виділення кордонів твердої і двофазної, і рідкої зон. Стан злитка в кожен момент часу і весь хід процесу однозначно визначаються трьома функціями T, C i S просторових координат i часу.

Після проведення розрахунку можливий перегляд результатів у вигляді тривимірних графіків, ізоліній чи таблиць. Окрім даних про температурне поле можливий перегляд числових параметрів розрахунку у вигляді положення вузлів сітки, графік часових та просторових кроків та ін. Досить наглядними є тривимірні моделі з градієнтами температур, що відображають зміну температурного поля по всьому об'єму (рис. 1)

На поверхні зразків з жаростійкої нержавіючої сталі 20Х23Н18 за допомогою сфокусованого лазерного випромінювання в імпульсному високочастотному режимі формувались концентричні виступи різноманітної форми із різними геометричними розмірами: висота 1 мм, ширина 1,0-

^{*}Чисті однокомпонентні розплави тверднуть при температурі T_k , однак, бінарні і багатокомпонентні сплави кристалізуються коли температура розплаву падає від температури ліквідусу T_L до температури солідусу T_s . Цей інтервал температур може досягати 50–80 °C.



Рис. 2. Вигляд шліфів поперечного перерізу біметалу сталь 20Х23H18 — Ст.3, отриманий із застосуванням лазерного випромінювання і ливарної системи

1,5 мм. Після цього на поверхню зразків заливався розплавлена конструкційна сталь марки Ст.3. температурою 1760 °С. Час охолодження 4–5 год.

Зразки після охолодження розрізалися електроіскровим способом. Далі для виявлення мікроструктури з них виготовлялися шліфи, які піддавались травленню у 3%-овому розчині азотної кислоти в етиловому спирті. Потім шліф промивали водою, спиртом і просушували фільтрувальним папером. Мікроаналіз шліфів виявив стабільне, при певних розмірах і формі виступів, утворення в зоні контакту розплавленого чавуна і сталі, зони сплавлення. На рис. 2 представлені фотографії шліфів поперечного перерізу біметалу: нержавіюча жаростійка сталь 20Х23Н18 — конструкційна сталь Ст.3 (рис. 2).

Висновки

Завдяки моделюванню було визначено області зміни параметрів мікрорельєфу при якому в процесі заливання другого компоненту біметалу можна отримувати стабільне з'єднання двох складових, та можливість управління механізмом з'єднання для вибраних матеріалів, а також розрахунку ливарної системи.

Експериментальні дослідження мали за мету уточнення початкових передумов і оцінку міри достовірності отриманих теоретичних рішень, були проведені з використанням визначеної методики і обладнання.

Зіставлення результатів, отриманих при даному експериментальному дослідженні, з отриманим при теоретичному дослідженні на основі методу кінцевих елементів показало достатню міру достовірності розробленої математичної моделі. Розбіг отриманих результатів не перевищував 15 %. Зокрема, в теоретичних і експериментальних дослідженнях одночасно спостерігався вплив глибини борозен на ступінь затікання розплаву матеріалу та швидкість його охолодження.

Результати даного дослідження повинні забезпечити розширення сортаменту, підвищення якості і зниження собівартості виробництва біметалевих листів.

- Heijkoop T., Sare I.R. (1989) Cast-bonding—a new process for manufacturing composite wear products. *Cast Metals*, 2, 160–168, DOI: 10.1080/09534962.1989.11818997
- Baron C., Bartocha D., Szajnar J. (2007) The determination of the thickness of composite layer for ball casting. *Archives of Materials Sci. and Eng.*, 28, 425–428.
- Ramadan M., Fathy N., Abdel Halim K.S., Alghamdi A.S. (2019) New trends and advances in bi-metal casting technologies. *Int. J. of Advanced and Applied Sci.*, 6, 75–80.
- 4. Wróbel T. (2011) Bimetallic layered castings alloy steel-grey cast iron. *Archives of Materials Sci. and Eng.*
- 5. Wróbel T., Cholewa M., Tenerowicz S. (2011) Bimetallic layered castings alloy steel–carbon cast steel. *Archives of Foundry Engineering*, 11(1), 105–107.
- Лихошва В.П., Крівцун І.В., Романенко В.В., Головко Л.Ф. (2015) Спосіб виготовлення біметалів при зчепленні його пластин ливарним методом, Україна, Пат. 99323.
- Третяк В.А. (2014) Методи та засоби математичного моделювання процесів теплообміну у двофазовому середовищ: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Київ, IE3 ім. Є.О. Патона, 186. http://ela.kpi.ua/handle/123456789/8128
- 8. Борисов В.Т. (1987) Теория двухфазной зоны металлического слитка. Москва, Металлургия.
- Александров Д.В., Галенко П.К. (2014) Дендритный рост с вынужденной конвекцией: методы анализа и экспериментальные тесты. Успехи физических наук, 184(8), 833– 850.
- 10. Тихонов А.Н., Самарский А.А. (1977) Уравнения математической физики. Москва, Наука.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЛАЗЕРНЫХ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ ПУТЕМ СКАНИРОВАНИЯ ФОКУСА ИЗЛУЧЕНИЯ

В.Ю. ХАСКИН², В.Н. КОРЖИК^{1,2}, Ч. ДОНГ², Е.В. ИЛЛЯШЕНКО¹

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина ²Китайско-украинский институт сварки им. Е.О. Патона, Гуанчжоу, КНР

Работа посвящена оценке влияния сканирования фокуса линзы вдоль оси лазерного излучения при лазерной и лазерно-дуговой сварке на сварочно-технологические свойства процессов и физико-механические характеристики металла швов соединений низколегированной и высоколегированной сталей. Отмечено, что эффективность сварочных процессов при этом может быть повышена путем оптимизации частоты и амлитуды сканирования фокуса.

Одним из основных недостатков технологических процессов, использующих лазерное излучение, является их низкий эффективный КПД (как правило, до 60 %) [1]. Это связано как со сравнительно невысоким коэффициентом поглощения излучения металлами (около 10-40 %), так и с небольшой длиной его горловины каустики (примерно 0,2...2,0 мм) [2]. Поэтому для повышения эффективного КПД таких процессов как сварка и резка с использованием лазерного излучения, целесообразно повышать коэффициент поглощения за счет подогрева обрабатываемой поверхности и удлинения горловины каустики излучения. Эти эффекты могут быть достигнуты путем применения вертикального возвратно-поступательного сканирования фокуса с определенными амплитудами и частотами. Такой подход может быть положен в основу инновационных промышленных разработок, позволяющих значительно экономить лазерную энергию.

При изготовлении современных облегченных конструкций, применяемых в различных отраслях техники, часто применяют стали и сплавы, отличающиеся повышенной прочностью. Так, например, при изготовлении фрагментов корпусов крупных пассажирских лайнеров и грузовых судов применяют высокопрочные и коррозионностойкие стали, при изготовлении аналогичных корпусных конструкций судов малого водоизмещения могут применяться высокопрочные алюминиевые сплавы. При этом большую популярность приобрели облегченные сотовые конструкции, свариваемые прорезными швами с использованием лазерного излучения [3].

Поскольку для формирования качественных сварных соединений необходимо добиваться образования верхнего и нижнего усилений сварного шва, необходимо использовать соответствующий присадочный материал, чаще всего в виде сплошной проволоки. Как показали исследования, для снижения затрат лазерной энергии такую проволоку целесообразно подавать с одновременным ее плавлением электрической дугой [4]. При этом эффект воздействия дуги с плавящимся электродом не ограничивается внесением в сварочную ванну дополнительного тепла от расплавленной электродной проволоки. При взаимодействии с лазерным излучением (в первую очередь с ионизированным паром, возникающим над парогазовым каналом под действием излучения) электрическая дуга сужается, опускается в образовавшийся парогазовый канал и дополняет лазерную энергию в гибридном лазерно-дуговом процессе [5]. Происходит так называемая привязка дуги к фокусу лазерного излучения, что обеспечивает известные преимущества гибридной сварки.

Однако при использовании лазерной и лазерно-дуговой (лазер-MIG) сварки для получения стыковых, угловых и тавровых соединений может возникать ряд характерных дефектов:

• дефекты, связанные с формированием швов, которые в основном заключаются в образовании утяжек и подрезов по обе стороны валика усиления (рис. 1);

• образование внутренних пор (рис. 2);

• неоднородность легирования металла шва электродной или присадочной проволокой по глубине сварочной ванны (рис. 3);

• образование трещин как при самой лазерной или лазерно-дуговой сварке (рис. 4), так и в процессе дальнейшей эксплуатации сварных соединений, низкие показатели испытаний на циклическую усталость (знакопеременные циклические нагрузки) (рис. 5).

Поэтому целью данной работы является создание принципиально нового универсального подхода к устранению характерных дефектов лазерной и лазерно-дуговой сварки, позволяющего одновременно с этим повысить производительность процесса, снизить его погонную энергию и достичь экономии лазерной энергии.

© В.Ю. ХАСКИН, В.Н. КОРЖИК, Ч. ДОНГ, Е.В. ИЛЛЯШЕНКО, 2019



Рис. 1. Типичные дефекты формирования стыковых соединений высокопрочной стали DOMEX 390 XP (δ = 10 мм) при гибридной лазер-MIG сварке [6]: утягивание корня шва (*a*, *δ*), подрезы в верхней части (*a*-*г*)

В рамках существующего на сегодня подхода к осуществлению лазерной и лазерно-дуговой сварки устранить указанные выше дефекты можно различными способами, самый простой из которых заключается в подборе параметров режима. Однако в большинстве случаев при применении существующего в настоящее время серийно производимого оборудования для лазерной и лазерно-дуговой сварки (например, головок лазер-МІG производства фирм Fronius и Cloos [10]) решить задачу получения качественных сварных соединений сталей и сплавов затруднительно. К недостаткам реализуемой таким оборудованием технологической схемы процесса можно отнести отсутствие возможности управления гидродинамикой сварочной ванны, что способствовало бы повышению однородности химического состава сварного шва по высоте даже при значительных (свыше 8 мм) толщинах свариваемых кромок, устранению порообразования, повышению качества зоны сплавления, увеличению стойкости к циклическим знакопеременным напряжениям. Такое управление гидродинамикой ванны расплава стало бы возможным в случае введения в технологическую схему процесса дополнительного фактора, повышающего интенсивность течений расплава в вертикальном направлении [11]. Кроме того, это дало бы дополнительные возможности по управлению термическим циклом процесса гибридной лазерно-дуговой сварки.

Предлагаемый нами подход к получению эффективного метода управления гидродинамикой сварочной ванны и, следовательно, к повышению качества лазерно-дуговой сварки, заключается в модернизации существующей технологической схемы лазер-MIG сварки и создании нового сварочного инструмента, основанного на принципе возвратно-поступательных перемещений (колебаний) фокуса лазерного излучения вдоль оси луча в определенных интервалах частоты и амплитуды. Колебания фокуса, осуществляемые путем возвратно-поступательных перемещений фокусирующей линзы, могут также дополнительно согласовываться с заданным импульсным режимом модуляции лазерного излучения и/или горения дуги MIG в процессе гибридной лазер-MIG сварки.

Для реализации предложенного подхода к изменению технологической схемы процесса лазер-МІG сварки был создан соответствующий лабораторный стенд со сварочной головкой, позволяющей осуществлять возвратно-поступательное перемещение (сканирование) фокуса вдоль оси излучения с частотой до 100 Гц и амплитудой 0...10 мм. Принцип работы такой сварочной головки показан на рис. 6.

Лазерное излучение *1* фокусируется с помощью линзы *2* на линии стыка свариваемых деталей. Линза *2* установлена в корпусе *3* фокусирующей линзы, который, в свою очередь, расположен в оправке *4*, имеющей возможность возвратно-поступательно-



Рис. 2. Образование внутренних пор в тавровых соединениях при гибридной лазер-МІG сварке высокопрочной стали АН36 электродной проволокой ОК Aristorod 12.50 (диаметром 1,2 мм) с применением излучения волоконного лазера: *a*, *б* — мощность 8,0 кВт; *в* — 10,0 [7]



Рис. 3. Отсутствие однородного распределения металла электродной проволоки по глубине шва при лазер-MIG сварке сталей больших (свыше 8 мм) толщин на примере сварки стали SSAB Domex 420MC (стандарт EN 10149-2) [8]

го перемещения при помощи системы 5. Система 5 обеспечивает регулируемое сканирование вдоль оси излучения с частотой f = 0...100 Гц и амплитудой A = ±(0...5) мм. Это дает возможность изменять расположение фокальной плоскости линзы 2 относительно поверхности свариваемых деталей на величину ± ΔF , регламентируемую изменением амплитуды A. В состав системы 5 сканирования лазерного излучения входят соленоиды 6 и 7, с якорями 8 и 9 которых жестко связана оправка 4. Также к системе 5 относятся резиновые прокладки 10–13 для торможения якорей соленоидов и устройство управления 14, в состав которого входят задающий генератор импульсов и усилитель электрических сигналов. Для реализации дуговой составляющей процесса ла-



Рис. 4. Типичная геометрия продольной трещины на поверхности стыкового соединения нержавеющей стали SS2333 (δ = 10 мм), выполненного лазерно-дуговой сваркой с электродной проволокой Avesta 253MA (диаметром 1,2 мм) [9]

зер-МІG сварки предусмотрена подача электродной проволоки при помощи мундштука 15, имеющего возможность настройки положения относительно фокуса излучения и угла подачи в пределах 30...80° относительно оси излучения (10...60° относительно поверхности свариваемого стыка).

Отметим, что приведенная на рис.6 конструкция сканирования линзы (фокуса излучения) рассмотрена в качестве примера как один из возможных вариантов. Возможны и другие варианты выполнения конструкции такого сканатора. Например, возвратно-поступательное движение линзы вдоль оси излучения может осуществляться с применением пьезодвигателей или кулачков-эксцентриков, приводимых во вращение двигателями постоянного тока.

Действие предложенного устройства происходит следующим образом (см. рис. 6). Лазерное излучение 1 с помощью линзы 2 фокусируется на линии стыка свариваемых деталей с нужным заглублением ΔF фокальной плоскости линзы относительно поверхности свариваемых деталей. После подачи на соленоиды 6 и 7 электрического сигнала с помощью устройства управления 14 якоря 8 и 9 обеспечивают вертикальные воз-



Рис. 5. Развитие продольных трещин и разрушение соединения в процессе испытаний на циклическую усталость. Поперечное сечение угловых соединений стали SS2333, сваренных лазерно-дуговым способом [9]



Рис. 6. Схема конструкции (*a*) и общий вид (*б*) головки для лазерной и гибридной лазер-МІG сварки с системой возвратно-поступательного перемещения (сканирования) фокуса (±Δ*F*) вдоль оси излучения (обозначения см. в тексте)

вратно-поступательные перемещения оправки 4 с корпусом 3 фокусирующей линзы 2 с частотой f = 0...100 Гц и амплитудой $A = \pm (0...5)$ мм, что обеспечивает соответствующие вертикальные колебания фокуса. При этом резиновые прокладки 10-13 смягчают и тормозят движение якорей.

После начала вертикальных колебаний фокуса лазерного излучения 1 при помощи механизма подачи проволоки приводится в движение электродная проволока, электрический контакт которой с положительным потенциалом дугового источника питания осуществляется при помощи мундштука 15. После касания электродной проволоки со свариваемой деталью, находящейся под отрицательным потенциалом источника, возникает электрическая дуга, которая «привязывается» к колеблющемуся фокусу и также получает возможность совершать колебательные движения. В случае сварки в нижнем положении — это вертикальные колебания. После этого начинается процесс гибридной лазер-MIG сварки, при которой за счет вертикального сканирования фокуса с определенными частотой и амплитудой достигается эффект увеличения глубины провара без увеличения мощности лазерного излучения, а также эффекты более равномерного легирования сварного шва по всей высоте металлом электродной проволоки и устранения образования внутренних пор за счет улучшения условий всплытия на поверхность сварочной ванны газовых пузырьков.

Таким образом, описанное техническое решение изготовления головки для лазер-MIG сварки со сканированием фокуса вдоль оси лазерного излучения обеспечивает новые технологические возможности. Более полно эти возможности могут раскрыться при повышении частоты сканирования фокуса, например, при сварке сталей — до оптимальных значений импульсного воздействия на сварочную ванну (как показано в работе [12]), либо до значений порядка 500 Гц. Такая частота воздействия на ванну расплава является пороговой, после которой металл ванны перестает реагировать на импульсные колебания. По нашему мнению, в перспективе достоинства предложенного оборудования и реализуемых при помощи него технологий гибридной сварки, по сравнению с обычной лазер-МІG сваркой, могут быть следующими:

• повышение глубины провара более чем в 2 раза без повышения мощности лазерного излучения;

• возможность сварки неплотно прилегающих кромок за счет колебаний дуги плавящегося электрода в процессе сварки;

• возможность повышения в 2 и более раз скорости сварки без повышения мощности излучения;

• возможность модификации термического цикла сварки, что способствует устранению образования нежелательных закалочных структур в швах;

• возможность более равномерного легирования сварного шва по всей высоте металлом электродной проволоки;



Рис. 7. Внешний вид роботизированного лабораторного стенда для лазерно-дуговой сварки с колебаниями фокуса лазерного излучения

• снижение опасности возникновения внутренних пор в швах.

Проверку эффективности предлагаемого способа выполняли в ИЭС им. Е.О. Патона путем проведения необходимых экспериментов на созданном для этого роботизированном лабораторном стенде (рис. 7). Стенд состоял из антропоморфного робота-манипулятора для перемещения интегрированной головки для лазер-MIG сварки, а также самой головки, механизма подачи электродной проволоки, систем электрического питания (включая источник питания MIG, обеспечивающий сварочный ток до 500 А), управления и подачи защитных газов. Интегрированная головка для гибридной лазер-МІG сварки состояла из системы фокусирования со сканированием фокуса вдоль оси лазерного излучения и MIG горелки. Система вертикального сканирования обеспечивала фокусировку излучения линзой с фокусным расстоянием f = 300 мм и вертикальные возвратно-поступательные коле-



Рис. 8. Зависимость глубины провара h от мощности излучения P при лазер-МІG сварке со сканированием фокуса ($f = 100 \ \Gamma$ ц, $A = 3 \ мм$) вдоль оси излучения (кривая 1) и без сканирования (кривая 2)

бания линзы с частотой 0...100 Гц и амплитудой \pm (0...5) мм. Испытания данного стенда проводили с использованием излучения дискового лазера модели TruDisc 10002 (фирмы TRUMPF) мощностью излучения до 10,0 кВт. При этом выполняли провары и стыковые швы в нижнем положении с использованием образцов размером 300×100×δ мм из сталей SM41B (09Mn2Si или 09Г2С) толщиной δ =4...18 мм, AH36 (A36) толщиной δ =4...18 мм, a также SUS304 (08X18H10) толщиной δ =8...10 мм с применением сварочных проволок сплошного сечения 08Mn2Si (Св-08Г2С) и 01Cr18Ni10 (Св-01X18H10) диаметром 1,2 мм (табл. 1).

В ходе экспериментов сравнивали результаты формирования швов при стыковой лазерно-дуговой сварке пластин указанных сталей, проводимой в нижнем положении как с вертикальным колебанием фокуса, так и без него. При этом частота колебаний фокуса составляла 100 Гц, а амплитуду выбирали близкой к половине толщины свариваемых кромок. Сканирование фокуса осуществляли так, чтобы его заглубление относительно верха свариваемых пластин в верхнем положении составляло 1...2 мм. По результатам экспериментов был построен график зависимости толщины кромок свариваемых листов (глубины провара h) углеродистой стали от мощности лазерного излучения при сварке со скоростью порядка 80...90 м/ч, сварочном токе порядка 220...250 А и напряжении на дуге 22...24 В (рис. 8).

Таблица 1. Химический состав (мас. %) материалов свариваемых образцов и сварочных проволок

Материал	С	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Cu	S	Р	Прочие
09Mn2Si	≤0,12	0,50,8	1,31,7	≤0,3	≤0,3	_	≤0,3	≤0,04	0,035	N≤0,008
AH36	≤0,18	≤0,5	0,91,6	-	-	-	-	0,035	0,035	-
SUS304	≤0,8	≤0,8	≤0,2	1719	911	≤0,5	≤0,3	0,02	0,035	-
Проволока 08Mn2Si	0,050,11	0,700,95	1,82,1	0,20	0,25	-	_	0,025	0,030	-
Проволока 01Cr18Ni10	0,02	0,4	1,02,0	17,019,0	9,511,0	_	_	0,02	0,02	_



Рис. 9. Качественные соединения высокопрочной стали толщиной 10 мм (*a*) и коррозионностойкой стали SUS304 толщиной 8 мм (*б*), выполненные с использованием сканирования фокуса вдоль оси излучения при гибридной лазер-MIG сварке

Таблица 2. Изменение погонной энергии лазер-МІG сварки в зависимости от толщины свариваемых кромок

Погонная энергия <i>Е</i> , кДж/м	Толщина свариваемых кромок δ, мм									
	4	5	6	8	10	12	14	16	18	
Без сканирования	320330	390400	440450	520540	570590	640650	-	-	-	
Со сканированием	300320	340360	390410	430450	480500	510530	550560	590610	650670	

Испытания на статическую прочность проводили при помощи разрывной машины типа MTS Criterion 45.305 (с нагрузкой до 300 кН) на образцах типа XIII (XIIIа) (ГОСТ 6996-66), которые вырезали из сваренных встык пластин стали SUS304 толщиной δ = 10 мм. Испытаниям на разрыв подвергли 3 группы образцов — сваренных способом лазер-MIG со сканированием и без сканирования фокуса, а также вырезанных из пластин основного металла. В каждую группу вошло по 3 образца, полученные результаты испытаний усреднили. Сварные образцы, в основном, рвались идентично верхние примерно 3 мм по линии сплавления, далее через шов к противоположной зоне сплавления. Предел прочности образцов, сваренных без сканирования фокуса, составил 620...640 МПа, со сканированием — 630...650 МПа. Для основного металла предел прочности составил 640...660 МПа. Таким образом, прочность швов, полученных сваркой без сканирования, составила порядка 98...99 % относительно основного металла, а со сканированием — 99...100 %.

Для проведения металлографических исследований по стандартным методикам были подготовлены образцы поперечных сечений полученных швов, которые изучались при помощи оптического микроскопа «Neophot-32» при увеличениях до 1500 крат. В результате было установлено, что введение сканирования фокуса вдоль оси излучения улучшает формирование швов и повышает равномерность их легирования металлом электродной проволоки по высоте (рис. 9). Кроме того, уменьшается размер зерен дендритов литой зоны

зер-МІG сваркой. Можно предположить, что перегрев и увели-

швов по сравнению с обычной гибридной ла-

чение объема переплавленного металла, а также повышение глубины провара в случае введения колебаний фокуса вдоль оси излучения при фиксированной мощности излучения приводят к улучшению поглощения лазерного излучения и увеличению эффективного КПД сварки. Погонная энергия лазерно-дуговой сварки при этом снижается примерно на 15....20 % (табл. 2). Проведенные эксперименты показали, что применение вертикальных колебаний фокуса позволяет увеличивать глубину провара на 20...50 % без увеличения мощности излучения. Эффект увеличения глубины провара за счет сканирования фокуса излучения становится заметен на толщинах свыше 4...5 мм и сказывается тем больше, чем толще свариваемые кромки. Это делает возможным лазерную и гибридную сварку кромок металлических деталей значительных (до 10 и до 18 мм, соответственно) толщин с минимальными затратами мощности лазерного излучения (например, до 6,0 кВт).

Выводы

1. Новый подход к лазерной и лазерно-дуговой сварке, заключающийся в дополнении существующих технологических схем процессов сканированием фокуса вдоль оси лазерного излучения с определенными частотой и амплитудой, позволяет повышать интенсивность течений расплава в сварочной ванне (в том числе в вертикальном направлении) и дополнительно модифицировать терми-
ческий цикл сварки, что повышает однородность распределения легирующих добавок по высоте шва, минимизирует опасность образования внутренних пор и одновременно с этим на 20...50 % повышает производительность процесса и снижает его погонную энергию не менее, чем на 15...20 %.

2. Повышение производительности лазерной и лазерно-дуговой сварки может заключаться либо в увеличении скорости процесса, либо в возможности сварки кромок большей толщины без повышения погонной энергии. При этом эффект увеличения глубины провара за счет сканирования фокуса излучения становится заметен на толщинах свыше 4...5 мм и сказывается тем больше, чем толще свариваемые кромки.

3. Механические испытания показали, что предел прочности соединений коррозионностойкой стали, получаемых методом лазерно-дуговой сварки со сканированием фокуса вдоль оси излучения, примерно соответствует прочности основного металла. Металлографические исследования показали улучшение формирования швов, повышение равномерности их легирования металлом электродной проволоки по высоте, уменьшение размера зерен дендритов литой зоны швов по сравнению с обычной гибридной лазер-MIG сваркой.

4. Для повышения эффективности предложенного подхода к лазерной и лазерно-дуговой сварке целесообразно оптимизировать частоту и амплитуду сканирования фокуса вдоль оси лазерного излучения.

Примечание. Работа выполнялась в рамках проекта №2018GDASCX-0803 «Research and development of laser and plasma technologies for hybrid welding and cutting (Научно-исследовательские разработки лазерных и плазменных технологий гибридной сварки и резки)», Guangzhou, China.

- 1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н. (1988) *Лазерная техника* и технология. Григорьянц А.Г. (ред.). В 7 кн. Кн. 5. Лазерная сварка металлов. Учеб. пособие для вузов. Москва, Высшая школа.
- 2. Введенов А.А., Гладуш Г.Г., Явохин А.Н. (1983) О механизме поддержания лазерным лучом глубокого парового канала в жидкости. *Прикладная механика и техн. физика*, **1**, 48–51.
- Oikawa M., Minamida K., Yoshida Y., Suzuki N. (2004) Development of All Laser Welded Honeycomb Structure for Civil Transports. *Nippon Steel Technical Report*, 89, January, 96–101.
- Shelyagin V.D., Khaskin V.Yu. (2002) Tendencies in development of laser-arc welding (Review). *The Paton Welding J.*, 6, 25–28.
- Shelyagin V.D., Khaskin V.Yu., Garashchuk V.P. et al. (2002) Hybrid CO₂-laser and CO₂ consumable-arc welding. *Ibid.*, 10, 35–37.
- Engström, H., Nilsson, K., Flinkfeldt, J. et al. (2001) Laser hybrid welding of high strength steels. In: *ICALEO 2001*, 20th Int. Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (October 15–18, 2001, Jacksonville, Florida, USA). Ed. Xiangli Chen, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2001, 125–134.
- Unt A., Poutiainen I., Salminen A. (2015) Influence of filler wire feed rate in laser-arc hybrid welding of t-butt joint in shipbuilding steel with different optical setups. *Physics Procedia*, 78, 45–52.
- 8. Frostevarga J., Kaplan A. F.H. (2014) Undercuts in laser arc hybrid welding. *Ibid.*, **56**, 663–672.
- 9. Alam Md.M. (2009) *A study of the fatigue behaviour of laser and hybrid laser welds* (Licentiate thesis). Luleå, Luleå tekniska universitet, **133**.
- Krivtsun I.V., Khaskin V.Yu., Korzhik V.N., Ziyi Luo (2015) Industrial application of hybrid laser-arc welding (Review). *The Paton Welding J.*, 7, 41–46.
- Голубев В.С. (2009) Гидродинамические явления при лазерной сварке с каналированным проникновением излучения. Глубокое каналирование и филаментация мощного лазерного излучения в веществе. Панченко В.Я. (ред.). Москва, Интерконтакт Наука, 35–63.
- Khaskin V.Yu., Pavlovsky S.Yu., Garashchuk V.P. et al. (2001) Peculiarities of welding thin-sheet low-carbon steels using a pulsed-periodic radiation of CO₂-laser. *The Paton Welding J.*, 2, 42–46.

УСТРАНЕНИЕ ХАМПИНГ-ЭФФЕКТА ПРИ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

В.Ю. ХАСКИН², В.Н. КОРЖИК^{1,2}, Д. ЦАЙ², Ш. ХАН², Е.В. ИЛЛЯШЕНКО¹

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев ²Китайско-украинский институт сварки Е.О. Патона, Гуанчжоу, КНР

Стали повышенной прочности используются для изготовления таких ответственных сварных конструкций, как кузова самосвалов, ковши экскаваторов, различные элементы добывающего оборудования, узлы сельскохозяйственной техники, стрелы строительных кранов и др. В последние годы ведутся работы по созданию прогрессивных лазерных и гибридных лазерно-дуговых технологий сварки таких сталей. Однако, одним из существенных недостатков таких сварочных технологий является возникновение хампинг-эффекта, заключающегося в развитой волновой неустойчивости формирования верхнего и нижнего валиков усиления. Статья посвящена изучению хампинг-эффекта в корневой части шва при гибридной лазерно-дуговой сварке сталей повышенной прочности толщиной 8,0 мм. Показан квазипериодический характер выплесков металла сварочной ванны, связанный с общим вложением тепла в ванну и гидродинамикой поведения парогазового канала. Установлено, что одним из эффективных путей устранения хампинг-эффекта является минимизация вложения тепла и давления дуги на жидкий металл ванны, которые производит дуговая составляющая. Для достижения этого может использоваться подбор параметров режима (сварочного тока и диапазона скоростей сварки) при соблюдении соотношения дуговой и лазерной мощностей в пропорции 1:(2,5–3,0) и аналогичном соотношении погонных энергий дуговой и лазерной составляющих гибридного процесса.

Промышленное применение сталей повышенной прочности связано с необходимостью выполнения ответственных сварных конструкций. Эти стали широко используются для изготовления кузовов самосвалов и фронтальных погрузчиков, ковшей экскаваторов, дробилок, бетономешалок, различных элементов добывающего оборудования, узлов сельскохозяйственной техники, стрел строительных кранов, их применяют при изготовлении морских инженерных конструкций, строительстве тепловых электростанций и др. [1, 2]. При сварке таких сталей традиционно применяются технологии MIG/ МАG сварки. В последние годы ведутся работы по частичной замене этих технологий более прогрессивными — лазерной и гибридной лазерно-дуговой сваркой [3]. Основными преимуществами гибридной лазерно-дуговой сварки с использованием дуги плавящегося электрода являются высокие показатели производительности и экономичности в сочетании с удовлетворительными механическими характеристиками, что делает этот процесс актуальным в условиях современного заводского производства.

Однако, проведенные рядом исследователей эксперименты показали, что одним из существен-

ных недостатков гибридной лазерно-дуговой сварки сталей повышенной прочности является возникновение хампинг-эффекта, заключающегося в развитой квазипериодической волновой неустойчивости формирования верхнего и нижнего валиков усиления [4, 5]. При этом различные комбинации параметров режима гибридной сварки, обеспечивающие одинаковую глубину проплавления, характеризуются различной степенью стабильности формирования шва. Следует отметить, что хампинг-эффект может возникать в корневой части шва и при обычной лазерной сварке [6], а также при электронно-лучевой сварке [7]. По всей вероятности, его возникновение характерно для высококонцентрированных источников энергии и связано не столько с массой жидкого металла в сварочной ванне (толщиной свариваемого металла), сколько с ее гидродинамикой, нагревом и силами поверхностного натяжения на свободных поверхностях.

Целью данной работы является изучение особенностей возникновения хампинг-эффекта в корневой части шва при лазерно-дуговой сварке сталей повышенной прочности с использованием плавящегося электрода, а также определение воз-

Элемент	С	Mn	Al	Si	Р	S	Nb	V	Cr	Мо	Cu	Ni
Содержание в стали АН-32	≤0,18	0,70– 1,60	≥0,015	0,1- 0,5	≤0,04	≤0,04	0,015- 0,050	0,03- 0,10	_	_	_	_
Содержание в стали АН-36	≤0,18	0,9– 1,6	0,015– 0,06	0,15– 0,50	≤0,035	≤0,035	≤0,05	≤0,1	≤0,2	≤0,08	≤0,35	≤0,4
Содержание в проволоке ER-80	0,08– 0,10	1,0– 1,35	_	0,6– 0,7	≤0,012	≤0,01	-	_	1,10– 1,25	0,50– 0,58	≤0,2	-

© В.Ю. ХАСКИН, В.Н. КОРЖИК, Д. ЦАЙ, Ш. ХАН, Е.В. ИЛЛЯШЕНКО, 2019

можности устранения этого эффекта за счет подбора параметров режима сварки.

Для проведения технологических экспериментов использовали образцы из сталей АН-32 и АН-36 (табл. 1) размером (400-200)×100×8 мм. В ходе экспериментов применяли дисковый лазер TruDisk 10002 (фирма TRUMPF Laser GmbH, Германия) мощностью до 10.0 кВт с длиной волны излучения $\lambda = 1.03$ мкм, гибридную сварочную головку FRONIUS Laser Hybrid (фирма FRONIUS, Австрия), закрепленную на руке робота КК 30 НА (фирма КUKA, Германия), и сварочный источник питания TPS 5000 (фирма FRONIUS, Австрия). В качестве электродной использовали проволоку ER-80 (Ø1,2 мм) (табл. 1).

Рис. 1. Схема (*a*) процесса и вид поста (б) гибридной лазерно-дуговой сварки: *l* — лазерное излучение; 2 — фокусирующий объектив; 3 — защитное сопло; 4 — присадочная проволока; 5 — медный токоподводящий мундштук; 6 — образец

зер-МІG) сварку выполняли согласно образец схеме, приведенной на рис. 1, в среде защитной газовой смеси 82 % Ar + 18 % CO₂, в нижнем положении на весу (без формирующей обратный валик подкладки) при заглублении фокуса 1,5 мм и дистанции 1,0 мм между осью излучения и местом подачи проволоки на поверхности

Гибридную лазерно-дуговую (ла-

образца.

В ходе проведения технологических экспериментов хампинг-эффект наблюдался при сварке на сравнительно высоких скоростях (V = 1,8-2,0 м/мин) при высоких значениях мощности излучения (P = 7,0-8,0 кВт) и сварочного тока (I == 250–300 А, что соответствовало скоростям подачи проволоки 7,5-8,5 м/мин). При анализе получаемых результатов первоначально рассматривалась гипотеза о том, что выплески жидкого металла сварочной ванны прямо пропорционально связаны с накоплением в ней тепла за счет теплоемкости и скрытой теплоты плавления основного металла, что приводит к ослаблению действия сил поверхностного натяжения, удерживающих жидкий металл в корневой части ванны. При этом происходит вытекание определенной части жидкого металла под действием сил тяжести. Объем металла ванны и её температура понижаются, силы поверхностного натяжения вновь обеспечивают стабильное формирование корня шва до следующего момента накопления теплоты, критической для действия этих сил.

Согласно приведенным соображениям выплески металла в корневой части должны формироваться с определенной периодичностью, причем расстояние между ними должно быть тем меньше, чем больше тепловложение. Детальное изучение сваренных образцов с выплесками металла корневой части шва показала квазипериодичность хампинг-эффекта. Построенная по результатам экспериментов соответствующая графическая зависимость показала возможность увеличения расстояния между выплесками металла с увеличением тепловложения в сварочную ванну (рис. 2). Кроме того, производимое путем понижения величины сварочного тока снижение тепловложения в сварочную ванну с одновременным уменьшением силы давления дуги на неё не дало положительный эффект, вплоть до токов порядка 200–220 А (скорости подачи проволоки 6,0–6,5 м/мин).

По всей видимости, квазипериодичность хампинг-эффекта связана не только с тепловложением, но и с комплексом сложных гидродинамических яв-



Рис. 2. Зависимость расстояния L (мм) между выплесками металла в корне шва от силы сварочного тока I (A) при лазерно-дуговой сварке сталей повышенной прочности (P = 7,0-8,0 кВт, V = 1,8-2,0 м/мин

Таблица 2. Результаты технологически:	к экспериментов по лаз	ер-MIG сварке стал	ей повышенной прочности	и (δ = 8,0 мм)
---------------------------------------	------------------------	--------------------	-------------------------	----------------

№ п/п	Р, кВт	I, A	V, м/мин	E_{las} + $E_{\rm MIG}$, Дж/мм	Результат (верх/низ)
1	6,5	220	1,8	217 + 161 (378)	0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4
2	6,5	200	1,8	217 + 145 (362)	0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 41
3	6,5	180	1,8	217 + 132 (349)	1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4 0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4 0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4
4	6,5	120	1,8	217 + 88 (305)	0123456789301234567894
5	7,0	111	1,8	233 + 81 (314)	1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4 1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4 1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4
6	7,0	111	2,0	233 + 73 (306)	0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 4 3 4 5 6 7 8 9 4

Результат (верх/низ)

7	7,5	111	2,0	225 + 73 (298)	1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4 0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4
8	7,6	100	1,80	253 + 73 (326)	1 2 3 4 5 6 7 8 9 2 3 4 5 6 7 8 9 2 3 4 5 6 7 8 9 2 3 4 5 6 7 8 9 2 3 4 5 6 7 8 9 3 1 2 3 4 5 6 7 8 9 3 1 2 3 4 5 6 7 8 9 3 1 2 3 4 5 6 7 8 9 3 1 2 3 4 5 6 7 8 9 3 1 2 3 4 5 6 7 8 9 3 1
9	7,0	100	1,90	221 + 70 (291)	1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 46 0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 46
10	7,0	111	1,70	247 + 86 (333)	1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4
11	7,0	111	1,75	240 + 84 (324)	1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4 1 2 3 4 5 6 7 8 9 30 1 2 3 4 5 6 7 8 9 4
іений,	, происход	ящих в обр	разующем	сварочную ван-	этом существенное повышение мощности элек

лений, происходящих в образующем сварочную ванну парогазовом канале. Вероятно, в том числе нужно учитывать стабильность взаимодействия лазерного излучения с плазмой дуги и само давление дуги на сварочную ванну, как факторов периодичного формообразования парогазового канала.

№

п/п

P, кВт

I, A

V, м/мин

 $E_{las} + E_{MIG}$, Дж/мм

Для более точного учета поведения сварочной ванны при лазерно-дуговой сварке было проведено математическое моделирование, основанное на моделях, приведенных в работах [8, 9]. Результаты этого моделирования показали, что стабилизация существования парогазового канала может быть достигнута при подогреве свариваемого металла электрической дугой для улучшения условий поглощения им лазерного излучения. Однако, при этом существенное повышение мощности электрической дуги относительно мощности лазерного излучения может привести к негативным результатам. Было установлено, что при мощности лазерного излучения порядка 7,0–8,0 кВт целесообразно применять дугу мощностью 2,5–3,5 кВт.

Для более тщательного анализа влияния параметров режима лазерно-дуговой сварки на выплески жидкого металла в корневой части шва провели ряд технологических экспериментов (табл. 2). При этом стояла задача сохранения достаточно высокой производительности процесса сварки, для чего старались добиться максимально возможной скорости. В качестве подхода к устранению хампинг-эффекта был принят путь снижения



Рис. 3. Макроструктуры стыковых соединений стали АН32 (δ = 8 мм): *a* — провисание шва; *б* —хампинг корня шва; *в* — качественный шов

величины сварочного тока, как первоочередного фактора связанного с тепловложением и давлением дуги на жидкий металл ванны.

Проведенные эксперименты показали, что устранение хампинг-эффекта возможно при мощности лазерного излучения 7,0 кВт при малом (111 А) сварочном токе (скорость подачи проволоки 3,5 м/мин) в диапазоне скоростей 1,70–1,75 м/ мин (102–105 м/ч) (см. эксперименты № 5 и 11 в табл. 2). При этом лазерная и дуговая погонные энергии сварки составляют: $E_{las} = 233 - 240 \, \text{Дж/мм } \text{и}$ $E_{\rm MIG} = 81-84$ Дж/мм (рис. 3). Такой узкий диапазон изменения параметров режима свидетельствует о низкой стабильности процесса лазерно-дуговой сварки сталей повышенной прочности толщиной 8,0 мм в выбранном скоростном диапазоне. В литературе (например, [4, 5]) одним из рекомендованных путей устранения хампинг-эффекта является снижение скорости сварки. Однако, при этом не только снижается производительность процесса, но и теряются преимущества гибридной сварки, связанные с малым тепловложением.

Таким образом, изучение хампинг-эффекта в корневой части шва при гибридной лазерно-дуговой сварке сталей повышенной прочности толщиной 8,0 мм показало его квазипериодический характер, связанный с общим вложением тепла в сварочную ванну и гидродинамикой поведения парогазового канала. Одним из эффективных путей устранения хампинг-эффекта является минимизация вложения тепла и давления дуги на жидкий металл ванны, которые производит дуговая составляющая. Для достижения этого может использоваться подбор параметров режима (сварочного тока и диапазона скоростей сварки) при соблюдении соотношения дуговой и лазерной мощностей в пропорции 1:(2,5-3,0) и аналогичном соотношении погонных энергий дуговой и лазерной составляющих гибридного процесса.

Работа выполнялась в рамках проекта № 2018GDASCX-0803 «Research and development

of laser and plasma technologies for hybrid welding and cutting (Научно-исследовательские разработки лазерных и плазменных технологий гибридной сварки и резки)», Guangzhou, China, а также в рамках специального проекта № 2017GDASCX-0411 Capacity — Building of Innovation — Driven Development for Special Fund Projects Программ Академии наук провинции Гуандун (КНР) «Исследование физико-химических процессов при взаимодействии паровой плазмы с поверхностью металлов и разработка научных основ технологии водо-воздушной плазменной резки листовых сталей для получения сварных соединений».

- 1. Сидоров Л. (2005) Использование высокопрочных сталей в машиностроении. *НМ-Оборудование*, **5**, 58–60.
- Гехт А.Х. (2014) О применении высокопрочных сталей для краностроения. *Технология машиностроения и орга*низация производства, 4, 23–26.
- Позняков В.Д., Шелягин В.Д., Жданов С.Л. и др. (2015) Лазерно-дуговая сварка высокопрочных сталей с пределом текучести более 700 МПа. Автоматическая сварка, 10, 20–25.
- Туричин Г.А., Цибульский И.А., Валдайцева Е.А., Лопота А.В. (2009) Гибридная лазерно-дуговая сварка металлов больших толщин. Сварка и диагностика, 3, 16–23.
- 5. Туричин Г.А., Валдайцева Е.А., Климов О.Г. и др. (2015) Механизмы влияния динамических процессов при высокоскоростной лазерной, лазерно-дуговой и электронно-лучевой сварке на формирование дефектов сварных швов. *Там же*, **3**, 23–27.
- Thomy C., Seefeld T., Wagner F., Vollertsen F. (2006) Humping in welding with single-mode fiber lasers. *Proc. of 25th Int. Congress on Laser Materials Processing and Laser Microfabrication, Oct.30–Nov.2, Scottsdale, USA, 2006*, 543–552.
- Бах Ф.-В., Беньяш А.Е., Лау К., Кремер Г. (2008) Атмосферная электронно-лучевая сварка листовых материалов и ее применение в промышленности. Сб. тр. Первой Санкт-Петербургской Междунар. науч.-техн. конф., г. Санкт-Петербург, 67–85, СПб, ООО Агентство ВиТ-Принт.
- Кривцун И.В., Сухоруков С.Б., Сидорец В.Н. и др. (2008) Моделирование процессов испарения металла и газодинамика металлического пара в парогазовом канале при лазерной сварке. Автоматическая сварка, 10, 19–26.
- 9. Кривцун И.В. (2001) Модель испарения металла при дуговой, лазерной и лазерно-дуговой сварке. *Там же*, **3**, 3–10.

ВЛИЯНИЕ КОНДЕНСАЦИОННЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА ВТ6

К.Ю. ЯКОВЧУК¹, А.В. МИКИТЧИК¹, Ю.Э. РУДОЙ¹, Ю.Ф. ЛУГОВСКОЙ²

¹Государственное предприятие «Международный центр электронно-лучевых технологий Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев ²Институт проблем материаловедения НАН Украины, г. Киев

Рассмотрено влияние многослойных функциональных (демпфирующих и эрозионностойких) покрытий толщиной 28....96 мкм на многоцикловую усталость образцов сплава ВТ6. Покрытия получены методом электронно-лучевого испарения и последующей конденсации из паровой фазы (EB-PVD) на подложки из титанового сплава ВТ6. Проведено исследование многоцикловой усталости образцов при комнатной температуре путем возбуждения в них резонансных изгибных колебаний на первой (не разрушающие напряжения) и второй формах колебаний при частотах 0.4 и 2.0 кГц соответственно на базе 107 циклов. Установлено, что осаждение однослойных покрытий из В С на образцы из сплава ВТ6 нецелесообразно по причине слабой адгезии покрытия (угол изгиба не превышал 4°). Использование внутреннего связующего слоя (Ti, Ag, Hf толщиной 1...3; 2,5...15,0; 1...2 мкм соответственно) повысило адгезию покрытия (угол изгиба составлял 20...25°), при этом предел выносливости образцов снизился на 29...33 % по сравнению со сплавом без покрытия. Показано, что внутренний связующий слой из Cu или AgCu обеспечивает высокую адгезию (угол изгиба достигал 36...48°), однако предел выносливости снизился на 33...49 % вследствие быстрого проникновения усталостной трещины через этот внутренний связующий слой в сплав ВТ6. Показано, что применение многослойного внутреннего связующего слоя в покрытиях типа Hf/Ti/Hf/Ti/Cr или AgCu/Ti/AgCu/B,C с оптимальным соотношением толщин индивидуальных слоев позволяет обеспечить предел выносливости на уровне 73...80 % от уровня предела выносливости образцов без покрытий. Установлено, что многослойное демпфирующее покрытие Hf/Ag/Ni/Cr толщиной 52 мкм, испытанное при одинаковом уровне мощности, подводимой от виброэлектродинамического стенда к образцу для возбуждения колебаний, обеспечивает снижение амплитуды колебаний (действующих напряжений в образце) на 23...56 % по сравнению с образцами без покрытий. С учетом этого целесообразно для оценки эффективности демпфирования различных вариантов покрытий и их влияния на многоцикловую усталость проводить вибрационные испытания образцов при одном и том же уровне мощности, подводимой к образцу для возбуждения колебаний. Библиогр. 18, табл. 1, рис. 8.

Сплавы на основе титана типа ВТ6 (Ті-6 % Al-4 % V, здесь и далее по тексту составы указаны в мас. %) широко используются для изготовления высоконагруженных деталей газотурбинных двигателей, например лопаток компрессора. Одним из актуальных направлений повышения долговечности таких деталей является нанесение на их поверхность функциональных (демпфирующих и эрозионно-стойких) покрытий, обеспечивающих как снижение вибрационных резонансных колебаний, так и защиту от эрозионного износа [1–7].

Многослойные покрытия [5–7] с внешним слоем хрома или наноструктурного карбида бора, осаждаемые методом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме (EB-PVD), обладают высокими демпфирующими свойствами и эрозионной стойкостью. Особенностью таких покрытий является использование в каждом последующем слое материала с более высоким модулем упругости (от сплава BT6 к внешнему слою), а также наличие характерной для процесса EB-PVD столбчатой микроструктуры слоев покрытия и субмикронных двойников в связующем подслое. Благодаря такой микроструктуре энергия вибрационных колебаний поглощается материалом покрытия как за счет внутреннего трения (между слоями покрытия, а также между покрытием и подложкой), так и за счет рассеивания энергии колебаний на многочисленных дефектах столбчатой структуры (межстолбчатой пористости) [7].

Сведения о влиянии конденсационных покрытий (PVD или EB-PVD) различной толщины на усталостные характеристики сплавов типа BT6 достаточно противоречивые, свидетельствующие о возможности как негативного, так и позитивного влияния [8–10].

Как правило нанесение подобных защитных покрытий снижает усталостную прочность материала подложки [8]. Объясняется это тем, что в условиях циклических нагрузок присутствующие в покрытии межкристаллитные (межстолбчатые) пустоты, ориентированные по нормали к подложке, являются очагами зарождения усталостных трещин, которые в условиях вибраций при резонансе быстро распространяются в подложку [10].

Следует отметить также, что осаждение методом PVD тонких (толщиной около 10 мкм) наноструктурных квазикристаллических покрытий

© К.Ю. ЯКОВЧУК, А.В. МИКИТЧИК, Ю.Э. РУДОЙ, Ю.Ф. ЛУГОВСКОЙ, 2019

Al–Cu–Fe с медным связующим слоем [11] и нанесение нитридных или карбидных покрытий позволяют несколько повысить предел выносливости сплава BT22 с укзазнным покрытием по сравнению с таковым без покрытия [12].

Цель данной работы — оценка механических свойств (в первую очередь усталости) образцов из сплава BT6 без покрытия и с многослойными функциональными покрытиями, полученными по методу EB-PVD.

Материалы и методика эксперимента. Объектом исследования являлись образцы из сплава ВТ6 в форме пластин размером $55,5 \times 4,8 \times 1,0$ мм, на одну из сторон которых наносили покрытие. Перед осаждением покрытия поверхность образцов подвергали электролитической полировке, после чего уровень шероховатости поверхности образцов, измеренный с помощью профилометра Jenoptik Hommel-Etamic W5 (Германия), составлял $R_a = 0,27...0,3$ мкм.

Нанесение покрытий производили в электронно-лучевой установке [13], при этом оснастка с закрепленными в ней образцами располагалась над карусельным испарителем и вращалась со скоростью 25 об/мин, температура образцов в процессе нанесения покрытия составляла 450...500 °C.

Многослойные покрытия получали за один технологический цикл путем последовательного электронно-лучевого испарения в вакууме соответсвующих материалов в виде таблеток, слитков или гранул [6], а именно: меди, никеля, хрома, титана, серебра, серебряно-медного припоя типа ПСр 72 и карбида бора, с последующим их осаждением из паровой фазы на образцы.

Адгезию покрытия с подложкой оценивали при испытаниях образцов на изгиб с использованием трехточечной схемы нагружения [6]. Критерием уровня адгезии являлся угол загиба образца, при котором происходило отслоение или скалывание покрытия.

Структуру и состав покрытий изучали по традиционной методике с использованием оптической и электронной микроскопии [6].

Усталостные испытания проводили при комнатной температуре путем плоского изгиба при консольном закреплении образца и возбуждении в нем резонансных изгибных колебаний (f) на их первой (не разрушающие напряжения) и второй формах на частотах 0,4 и 2,0 кГц на электродинамическом вибростенде ВЭДС-200 по методике и на установке, описанных в работах [14, 15]. Максимальное напряжение (σ_a) в опасном сечении образца рассчитывали при измерении амплитуды колебаний образца в двух точках: на его конце — A_0 и в месте закрепления — A_1 :

$$\sigma_a = 2\pi f A_0 (3E\rho)^{1/2} [U(kx) + PV(kx)].$$
(1)

Коэффициент *Р* и аргумент *kx* функций А.Н. Крылова определяли из выражения

$$P = -T(kx)/U(kx) = [-S(kl) - A_0/A_1]/T(kl).$$
(2)

При этом S(kx) = 0.5[ch(kx) + cos(kx)], T(kx) = 0.5[sh(kx) + sin(kx)], U(kx) = 0.5[ch(kx) - cos(kx)], V(kx) = 0.5[sh(kx) - sin(kx)] известные в теории колебаний; l — длина консольной части стержня; x — координата сечения по длине стержня, начиная от его свободного конца до места разрушения; E — модуль Юнга и ρ — плотность материала образца.

Величину к определяли из выражения

$$k^{4} = f^{2}bH\rho/EI = 12f^{2}H^{2}\rho/E,$$
(3)

где $I = bH^3/12$ — момент инерции прямоугольного сечения стержня; *b* — его ширина; *H* — толщина. Для первой формы колебаний и жесткой заделке величина [U(kx) + PV(kx)] равна единице. Для второй формы колебаний и упругой заделки величина [U(kx) + PV(kx)] зависит от соотношения A_0/A_1 . Анализ систематической погрешности величин, входящих в формулу для расчета напряжений, показал, что основной вклад в погрешность расчета напряжений по данной методике вносят измерения амплитуды А₀ (2 %), модуля Юнга (1,5 %) и плотности (0,7 %) исследуемого материала. Погрешности определения величин k и P, входящих в уравнениях (2) и (3), слабо влияют на точность расчетов. Суммарная систематическая погрешность расчета напряжений по формуле (1) составляла 4,5 %, а общая погрешность — ±4 %.

Испытания прекращали при разрушении образцов (снижении резонансной частоты колебаний образца на 2 %) при заданном напряжении или по достижению 10⁷ циклов, а также после начала отслоения покрытия с образца.

Для части исследованных материалов с покрытиями также была использована методика испытаний при неразрушающих и разрушающих нагрузках при постоянной мощности, подводимой от виброэлектродинамического стенда к испытуемому образцу, которая состояла в следующем:

• задавали несколько постоянных уровней мощности установки *W/Wm* (*W* — уровень мощности, подводимой к испытуемому образцу) от 0,1 до 1,0 от её максимальной величины *Wm* (*Wm* — уровень условной максимальной мощности установки);

• на каждом из этих уровней проводили измерение частоты резонансных колебаний и амплитуд

Номер покрытия	Состав покрытия	Толщина слоя, мкм	Суммарная толщина покрытия, мкм	Угол загиба образца до начала скола покрытия, град	σ _{_1} на базе 10 ⁷ циклов, МПа	σ ₋₁ по отношению к образцам без покрытия, %
1	Образцы без покрытия	-	-	_	490	100
2	B ₄ C	32	32	3	скол покрытия	-
3	Ti/B ₄ C	3/35	38	24	330	67
4	Cu/B ₄ C	5/35	40	48	250	51
5	AgCu/B ₄ C	13/15	28	36	330	67
6	Ag/Ti/B ₄ C	2,5/2,5/36	41	21	350	71
7	AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B ₄ C	12/1,5/3/1,5/3/41	62	18	390	80
8	Cu/Ni/Cr	16/40/40	96	50	250	51
9	AgCu/Ni/B ₄ C	17/9/13	39	45	270	55
10	Hf/Ag/Ni/Cr	1/15/10/26	52	25	340	69
11	Hf/Ti/Hf/Ti/Cr	2/2/2/2/40	48	40	360	73

Механические свойства исследуемых покрытий

образца без покрытия и с покрытием одинаковых размеров при одинаковых условиях закрепления. Число циклов неразрушающей нагрузки при этом составляло $(1,0...1,5)\cdot 10^5$ циклов при частоте нагружения 0,4 кГц на первой форме колебаний или, преимущественно, 2 кГц на второй форме колебаний. При этом получали зависимости σ_a от *W/Wm* для неразрушающих напряжений при колебаниях образцов на первой и второй формах колебаний. При испытаниях на второй форме колебаний достигали уровня разрушающих напряжений и далее строили усталостную кривую — зависимость σ_a от *N*, где *N* — число циклов до разрушения на уровне *W/Wm*, определяя предел выносливости образцов σ_{-1} на базе 10^7 циклов;

• строили зависимости σ_{*a*} от *W/Wm* для образцов без покрытия и с покрытием для неразрушающих и разрушающих уровней напряжений;

• сравнивали результаты испытаний при одинаковых значениях *W/Wm*.

Результаты экспериментов. В таблице приведены варианты составов исследованных покрытий, результаты исследований их толщин, данные об угле загиба образцов до начала скола покрытий и предел выносливости образцов на базе испытаний 10⁷ циклов.

На рис. 1-4 представлены микроструктуры некоторых вариантов покрытий и распределение основных химических элементов по толщине покрытия. При температуре осаждения покрытия, не превышающей 500 °С, внутренний связующий слой покрытия толщиной 2...3 мкм, контактирующий с подложкой, является достаточно плотным, без выраженной столбчатой структуры. С увеличением толщины покрытия в нем появляются межстолбчатые пустоты между кристаллитами и формируется характерная столбчатая структура как в однослойных покрытиях, так и в многослойных, даже если толщина каждого из последующих слоев составляет не более 3 мкм. Исключением является серебро, которое сохраняет плотную микроструктуру при толщине около 20 мкм.

Микротвердость слоев покрытий в состоянии после осаждения составляла в среднем, ГПа:



Рис. 1. Покрытие Cu/B₄C после осаждения: a — микроструктура поперечного сечения; δ — распределение химических элементов по толщине покрытия на границе с подложкой (I — сплав BT6; II — слой Cu; III — внешний слой B₄C)



Рис. 2. Покрытие AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B₄C: a — микроструктура поперечного сечения; δ — распределение химических элементов по толщине покрытия на границе с подложкой (I — сплав BT6; II — слои AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu; III — внешний слой B₄C)



Рис. 3. Покрытие Hf/Ti/Hf/Ti/Cr: *a* — микроструктура поперечного сечения; *б* — распределение химических элементов по толщине покрытия на границе с подложкой (*I* — сплав BT6; *II* — слои Hf/Ti/Hf/Ti; *III* — внешний слой Cr)



Рис. 4. Покрытие Hf/Ag/Ni/Cr: a — микроструктура поперечного сечения; δ — распределение химических элементов по толщине покрытия на границе с подложкой (I — сплав BT6; II — слой Hf; III — слой Ag; IV — слой Ni; V — внешний слой Cr)

серебра — 0,7; меди — 0,8; титана — 3,44; гафния — 3,65; никеля — 1,75; хрома — 2,9; карбида бора — 16,5.

Установлено, что осаждение однослойных покрытий B_4C толщиной более 30 мкм на образцы из сплава BT6 нецелесообразно по причине слабой адгезии покрытия (угол изгиба на уровне 3°).

Как показали усталостные испытания однослойных покрытий из Ti, Ag, Hf, нанесение тонкого слоя толщиной 2,5...4,0 мкм существенно не влияет на предел выносливости исследованных образцов (отклонение от предела выносливости не превышало 5...10 %). Исключением являлся слой меди, нанесение которого приводило к снижению предела выносливости образцов на 49 %.

Исследование границы контакта титанового сплава и слоя меди в образце после осаждение покрытия показало присутствие лишь тонкой диффузионной зоны, толщина которой достигала до 0,5 мкм при температуре осаждения 500 °С. При



Рис. 5. Микроструктура границы контакта сплава ВТ6 и слоя меди в образце после осаждение покрытия при различных температурах положки, ×50000: *a* — 400 °C; *б* — 450 °C; *в* — 480 °C; *г* — 500 °C (*I* — сплав ВТ6; *II* — диффузионная зона; *III* — слой Cu)

снижении температуры осаждения толщина этой зоны постепенно уменьшалась, при этом адгезия покрытия при температуре осаждения 400 °C снижалась в 2–3 раза (рис. 5).

Установлено также, что если в составе слоев покрытия присутствует медь, которая в состоянии после осаждения не контактирует с подложкой (например, вариант покрытия на рис. 5), то после термической обработки при 500 °С в течение 1 ч медь полностью диффундирует к границе сплава ВТ6, концентрируясь на границе раздела. Было предположено, что подобная диффузия меди к титану может быть связана с возможным образованием интерметаллидных соединений. Известно, что при высокотемпературной (выше 650 °C) пайке титана припоями, содержащими медь, возможно образование хрупких интерметаллидов Ті₂Си и TiCu₃ [16]. Также сообщалось [17] о появлении интерметаллидов TiCu, и TiCu, при сварке взрывом пластин Cu и Ti, в процессе термической обработки которых при температуре 900...1010 °C формировалась хрупкая интерметаллидная прослойка Ti₃Cu₄, по которой происходило разрушение сваренных образцов.

В исследованных образцах, содержащих в составе медь, после усталостных испытаний выделения частиц интерметаллидных фаз на границе Cu/BT6 выявлено не было. Однако формирование диффузионной зоны толщиной до 0,5 мкм, микротвердость в зоне которой составляла 4,06 ГПа, является признаком зарождения более твердой фазы, которая может охрупчивать эту зону. Другой вероятной причиной негативного влияния внутреннего связующего слоя меди, контактирующего со сплавом ВТ6, на усталостные характеристики является присутствие в этом относительно тонком слое (3...5 мкм) межкристаллитных дефектов, по которым усталостная трещина из внешнего слоя карбида бора или хрома легко проникает в сплав ВТ6. В этом случае хорошая адгезия слоя меди с подложкой играет негативную роль. Отмечено также увеличение микротвердости слоев меди и серебра на 10 % после усталостных испытаний, что может свидетельствовать о происходящем наклепе.

При усталостных испытаниях обнаружено, что некоторые покрытия (№ 3 и 6, см. табл.) отслаивались от поверхности образцов после выхода на резонансную частоту. В случае продолжения усталостных испытаний образцов после скалывания покрытий их предел выносливости достигал уровня 90...95 % от предела выносливости образцов без покрытия. Это является подтверждением того, что снижение усталостной прочности образцов с покрытиями обусловлено зарождением усталостных трещин в покрытии и их быстрым переходом в сплав ВТ6, что особенно наглядно проявляется в случае хорошей адгезии покрытия с образцом (при повышении адгезии покрытия, при больших углах загиба образца до отслоения покрытия, уровень усталостной прочности понижается).

При увеличении толщины осаждаемых покрытий также наблюдается снижение предела вынос-



Рис. 6. Влияние толщины внутреннего связующего слоя из Ті на предел выносливости образцов с покрытием Ti/B_4C на базе испытаний $1\cdot10^6$ циклов(1) и $1\cdot10^7$ циклов (2)

ливости образцов, обусловленное формированием столбчатой микроструктуры покрытия, ориентированной перпендикулярно подложке, которая способствует зарождению усталостной трещины в покрытии и ее быстрому распространению в материал образца.

При увеличении толщины внутреннего связующего слоя Ті в двухслойных покрытиях Ті/ B_4C наблюдается снижение предела выносливости (рис. 6). Исследование микроструктуры данных образцов показало, что усталостные трещины зарождаются в слое B_4C и распространяются по границам столбов в титановый или медный внутренний связующий слой практически по прямой до проникновения в подложку.

Использование серебра вместо меди в качестве внутреннего связующего слоя приводит к некоторому снижению адгезии (угол загиба до отслоения покрытия 21°). Поэтому в ходе усталостных испытаний локальное отслоение покрытий происходит по границе контакта внутреннего связующего слоя серебра с подложкой. При нанесении внутреннего связующего слоя из серебряно-медного сплава (типа ПСр) достигается повышение адгезии покрытий, но предел выносливости также относительно невысок (не превышает 270...330 МПа).

Следует отметить, что в случае использования внутреннего связующего слоя из серебра распространение усталостной трещины в нем замедляется. Этот эффект усиливается в случае увеличения границ раздела (количества чередующихся слоев) в вариантах покрытий № 7, 10 и 11 (рис. 7). При усталостных испытаниях образцов с подобными многослойными покрытиями также отмечается очень медленный уход с резонансной частоты в процессе усталостного разрушения, что указывает на высокое сопротивление росту усталостной трещины. При этом образцы с покрытиями № 7, 10 и 11 имеют наименьшее снижение предела выносливости по сравнению с образцами без покрытия (на 20...31 %).

При увеличении количества слоев в покрытии наблюдается повышение предела выносливости образцов, которое объясняется замедлением роста усталостной трещины при переходе через границы раздела слоев. Это наблюдается в многослой-



Рис. 7. Микроструктура границы контакта сплава ВТ6 и внутренних связующих слоев покрытий после усталостных испытаний: $a - Cu/B_4C$ (I - cплав ВТ6; II - cлой Ag; III - cлой B₄C); $\delta - AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B_4C$ (I - cплав ВТ6; II - слой Ag: III - cлой B₄C); $\delta - AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B_4C$ (I - cплав ВТ6; II - слой AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu; III - cлой B₄C); $\epsilon - Hf/Ag/Ni/Cr$ (I - cплав ВТ6; II - слой Hf; III - слой Ni; IV - внешний слой Cr); $\epsilon - Hf/Ti/Hf/Ti$; III - слой Hf/Ti/Hf/Ti; III - cлой Cr)

ных системах AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B₄C, Hf/Ag/ Ni/Cr и Hf/Ti/Hf/Ti/Cr (рис. 7).

При этом практически все исследованные многослойные покрытия обладают повышенным уровнем рассеяния подводимой энергии. Об этом свидетельствуют измерения электрической мощности, подводимой от виброэлектродинамического стенда к образцу для возбуждения в нем резонансных колебаний. Например, установлено, что при испытании образцов без покрытия и с покрытиями системы Hf/Ag/Ni/Cr при одной мощности (W/Wm = 0.8) на второй форме колебаний уровень напряжений в образце с покрытием был на 23 % меньше, чем в образце без покрытия, а максимальное снижение амплитуды колебаний на первой форме (при неразрущающих напряжениях) составило 56 % W/Wm = 0.8 (рис. 8.)

Кривые на рис. 8 описаны аналитическими зависимостями стандартной программой Microsoft Exel:

Показатель эффективности покрытия по неразрушающим напряжениям относительно основы при W/Wm = 0.8 составляет (418 – -185)/418 = 0.56.

Таким образом, для достижения одного и того же уровня действующих напряжений (амплитуды колебаний) для образцов с покрытиями необходима более высокая мощность, чем при усталостных испытаниях образцов без покрытия. Если проводить испытания всех образцов (с покрытиями и без) при одной и той же подведенной к образцу мощности, то уровень действующих напряжений в образцах с демпфирующими покрытиями снизится на 23...56 %. Применительно к деталям, подвергающимся при эксплуатации постоянным вибрационным нагрузкам, в том числе резонансным (например, компрессорным лопаткам газотурбинных двигателей), нанесение многослойных покрытий позволит снизить амплитуду их колебаний по сравнению с деталями без покрытий. При этом защитные покрытия будут выполнять свою позитивную роль, повышая эрозионную стойкость деталей.

Исходя из этого можно предположить, что помимо традиционной методики исследования многоцикловой усталости при заданном уровне действующих в образце напряжений, для образ-



Рис. 8. Зависимости максимальных напряжений (σ_a) в образцах без покрытия (I) и с покрытием Hf/Ag/Ni/Cr (2) от уровня относительной мощности возбуждения колебаний установки (W/Wm)

цов с многослойными покрытиями, обладающими высокими диссипативными свойствами, целесообразно проводить вибрационные испытания (на заданной базе циклов) образцов с покрытиями и без при одинаковых уровнях мощности, подводимой к образцу для возбуждения колебаний.

С учетом того обстоятельства, что отклонения в уровне усталостной прочности компрессорных лопаток могут достигать 30 %, а уровень максимальных изгибных напряжений при эксплуатации реальных компрессорных лопаток не превышает 300 МПа [18], уже имеющиеся варианты разработанных покрытий (№ 7, 10 и 11 с пределом выносливости 340...390 МПа на базе 10⁷ циклов) могут быть рекомендованы для испытаний на лопатках.

Выводы

1. Все исследованные варианты конденсационных покрытий, осажденных на образцы из сплава типа ВТ6 при температуре не выше 500 °C, снижают предел выносливости на 20...49 % по сравнению с образцами без покрытия.

2. Наиболее высоким уровнем адгезии со сплавом типа ВТ6 обладают покрытия с внутренним связующим слоем из Cu (угол изгиба образца до начала отслоения покрытий составляет 48...50°), однако они существенно снижают предел выносливости (до уровня 51 % от уровня образцов без покрытий). Причиной этого снижения может быть беспрепятственное распространение усталостной трещины сквозь слой меди, в котором присутствуют межзеренные дефекты, в подложку. При этом диффузионная зона меди и сплава ВТ6 способствует быстрому распространению усталостной трещины. 3. Использование внутреннего связующего слоя из сплава AgCu позволяет несколько повысить предел выносливости образцов (до уровня 55...67 % от уровня образцов без покрытий) при некотором снижении адгезии (угол изгиба образца до начала отслоения покрытий составляет не менее 36°). При этом медь при температуре 450...500 °C диффундирует сквозь слой Ag к границе с подложкой, формируя диффузионную зону с титаном.

4. Наименьший отрицательный эффект на сопротивление усталости образцов сплава ВТ6 оказывают многослойные покрытия типа Hf/Ti/Hf/ Ti/Cr, Hf/Ag/Ni/Cr и AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B₄C (уровень предела выносливости образцов с такими покрытиями составляет 69...80 % от уровня образцов без покрытий), обладающие хорошей адгезией (угол изгиба образца до начала отслоения покрытий составляет 18...40°).

5. Многослойное покрытие типа Hf/Ag/Ni/Cr в процессе усталостных испытаний обеспечивает рассеяние подводимой энергии (от 23 до 56 %) на возбуждение колебаний (по сравнению с образцами без покрытий) и при этом также имеет повышенное сопротивление распространению усталостных трещин (медленный уход с резонансной частоты при усталостном разрушении) за счет их торможения на границах раздела слоев покрытия.

6. Для защиты компрессорных лопаток рекомендуется применять многослойные конденсационные покрытия типа Hf/Ti/Hf/Ti/Cr, Hf/Ag/Ni/Cr или AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B₄C, обладающие минимальным негативным воздействием на многоцикловую усталость сплавов типа BT6. При этом перспективным направлением дальнейших исследований следует считать увеличение количества слоев покрытия при одновременном снижении их толщины.

7. Рекомендуется для оценки эффективности демпфирования различных вариантов покрытий и их влияния на многоцикловую усталость проводить вибрационные испытания образцов при одном и том же уровне мощности, подводимой к образцу для возбуждения колебаний.

- Котельников А.Н., Габов И.Г. (2015) Оценка усталостной прочности рабочих лопаток компрессора при нерегулярном нагружении. Фундаментальные исследования, 9, 470–475.
- 2. Горлов Д.С., Мубояджян С.А., Щепилов А.А., Александров Д.А. (2017) Влияние ионной имплантации на

демпфирующую способность композиции «сплав–ионно-плазменное покрытие». *Труды ВИАМ*, **2**, 24–32, DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-4-4.

- 3. Малашенко И.С., Куренкова В.В., Белоусов И.В., Бибер В.И. (2014) Структура и физико-механические свойства вакуумных конденсатов титанового сплава ВТ6. *Современная электрометаллургия*, **2**, 26–35.
- 4. Чичков Б.А. (2000) *Рабочие лопатки авиационных газотурбинных двигателей*. Часть 1. Эксплуатационная повреждаемость рабочих лопаток. Москва, МГТУ ГА.
- 5. Микитчик А.В., Рудой Ю.Э., Грушецкий И.В. и др. (2016) Влияние многослойных конденсационных покрытий на характеристики демпфирования титанового сплава ВТ6. *Современная электрометаллургия*, **1**, 26–31.
- Яковчук К.Ю., Рудой Ю.Э., Микитчик А.В. и др. (2012) Влияние условий конденсации на структуру и свойства твердых покрытий на основе В₄С, полученных электронно-лучевым испарением в вакууме. *Там же*, **3**, 15–19.
- 7. Torvik P., Langley B. (2015) Material properties of hard coatings developed for high damping. *Proc. of the 51st AIAA/ SAE/ASEE Joint Propulsion Conf. (Orlando, Florida, USA, July 29, 2015).*
- Трапезон А.Г., Ляшенко Б.А., Лысенков М.О. (2013) Сопротивление усталости металлов с упрочняющими покрытиями (обзор). Проблемы прочности, 3, 42–57.
- Costa M.Y.P. et al. (2011) Fatigue behavior of PVD coated Ti– 6Al–4V alloy. *International Journal of Fatigue*, 33, 759–765.
- Baragetti S., Villa F. (2014) An updated review of the fatigue behavior of components coated with thin hard corrosionresistant coatings. *The Open Materials Science Journal*, 8, 87–98.
- Устинов А.И., Зиньковский А.П., Скородзиевский В.С., Токарь И.Г. (2010) О возможностях наноструктурированных покритий для снижения динамической напряженности конструктивных элементов машин. Современная электрометаллургия, 1, 28–33.
- 12. Трапезон А.Г., Ляшенко Б.А., Липинская Н.В. (2009) Усталость титанового сплава ВТ20 с вакуум-плазменными покрытиями при высоких температурах. Проблемы прочности, **4**, 101–107.
- Мовчан Б.А., Яковчук К.Ю. (2004) Электронно-лучевые установки для испарения и осаждения неорганических материалов и покритий. Современная электрометаллургия, 2, 10–15.
- 14. Кузьменко В.А. (ред.). (1979) Усталостные испытания при высоких частотах нагружения. Киев, Наукова думка.
- Луговской Ю.Ф. (1987) Методика усталостных испытаний композиционных материалов при изгибе, полученных электронно-лучевым испарением. Проблемы специальной электрометаллургии, 4, 61–65.
- 16. Лашко С.В., Лашко Н.Ф. (1988) *Пайка металлов*. Москва, Машиностроение.
- Шморгун В.Г., Слаутин О.В., Евстропов Д.А. и др. (2014) Структура и фазовый состав покрытий системы Си–Ті, сформированных на медной подложке. Вестник Сибирского государственного индустриального университета, 4, 8–10.
- Szczepanik R. (2013) Analysis of 1st stage compressor rotor blade stress and vibration amplitudes in one-pass jet engine. *Journal of KONES Powertrain and Transport*, 20(4), 441–450.

КОНФЕРЕНЦИЯ LTWMP-2019



9–13 сентября 2019 г. в Одессе состоялась IX Международная конференция «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2019), организованная Институтом электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, НТУУ «Ки-

евский политехнический институт им. Игоря Сикорского» и Международной Ассоциацией «Сварка».

В работе конференции приняли участие более 60-ти ученых и специалистов из Украины, Словакии, Германии, Беларуси и Китая. Конференция была организована в виде пленарных и стендовых сессий, рабочие языки конференции — русский, украинский и английский (обеспечен синхронный перевод докладов). Во время пленарных и стендовых сессий заслушано 37 докладов.

Открыл конференцию Председатель программного комитета конференции, заместитель директора ИЭС им. Е.О. Патона академик И.В. Кривцун. В своем выступлении он отметил, что для участия в конференции заявлены доклады по лазерной тематике, гибридным, 3D и электронно-лучевым технологиям в сварке и специальной электрометаллургии. Академик И.В. Кривцун также рассказал о роли парогазового канала в лучевых технологиях при формировании сварных соединений и синергетического эффекта в гибридных технологиях.

Отметим некоторые из докладов, которые дают представление о затрагиваемых на конференции проблемах и не вошли в настоящий сборник: • «Особенности формирования металлической структуры изделий из титановых сплавов, полученных 3D печатью с применением профильного электронного луча по технологии хВеат 3D Metal Printing», *Ковальчук Д.В.*, ЧАО «НВО Червона Хвиля», Киев;

• «Оптимизация технологических параметров послойного формирования изделий из титанового сплава ВТ6 с помощью ЭЛС на основе математического моделирования», *Кандала С.М.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Отработка технологических операций лазерной сварки и лазерной наплавки элементов малогабаритных сопловых блоков жидкостных ракетных двигателей», Шелягин В.Д., ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Modelling of Temperature Fields in Electron Beam Sintering», *Semenov O.*, E.O. Paton Electric Welding Institute, Kyiv;

• «Электронно-лучевая технология как метод получения теплозащитных покрытий системы ZrO₂-Y₂O₃ с хорошими функциональными характеристиками на различных типах металлических подслоев», *Куренкова В.В.*, ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз», Киев;

• «Формирование расходуемых электродов из губчатого титана методом электронно-лучевого оплавления», *Пикулин А.Н.*, ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона», Киев;

• «Гибридная лазерно-микроплазменная сварка нержавеющих сталей», Хаскин В.Ю., Китай-



Выступление академика И.В. Кривцуна при открытии конференции

ско-украинский институт сварки им. Е.О. Патона, Гуанчжоу, КНР;

• «Адаптивное управление процессом лазерной сварки и наплавки деталей сложной формы при обеспечении геометрической точности траекторных перемещений», *Комбаров В.В.*, НПФ «ХАИ-Инжиниринг», Харьков;

• «Структура и свойства соединений алюминиевого сплава АА7056 Т351, выполненных электронно-лучевой сваркой», *Бердникова Е.Н.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Моделирование напряженно-деформированного состояния рабочих лопаток паровых турбин из титанового сплава при восстановительном ремонте с применением электронно-лучевой наплавки», *Кандала С.М.*, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев;

• «Структура и свойства разнородных титан-алюминиевых сварных соединений, полученных лазерной сваркой», *Сидорец В.Н.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Дослідження особливостей процесів формування зварних з'єднань при лазерному зварюванні сталей і сплавів у різних просторових положеннях», *Бернацький А.В.*, IE3 ім. Є.О. Патона, Київ;

• «Микроупрочнение границ наплавленных слоев в изделиях, получаемых методом электронно-лучевой наплавки», *Хохлова Ю.А.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Влияние режимов импульсно-дуговой сварки на термические циклы и геометрические параметры швов и ЗТВ сварных соединений, выполненных высоколегированными сварочными материалами», Позняков В.Д., ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Температура плавления наночастиц металла в плазме», Драган Г.С., НИИ физики Одесского национального университета имени И.И. Мечникова;

Были также представлены доклады по применению лазеров в медицине, для 3D печати пластмасс и нелучевых концентрированных источников нагрева:

Вне программы конференции выступил директор Центра химических технологий Академии инженерных наук *А.П. Мухачов* (г. Каменское) с информацией о направлениях деятельности центра по восстановлению производства в Украине гафния, циркония, ниобия и молибдена в установках электронно-лучевого переплава. Полишко А.А. (ИЭС им. Е.О. Патона) провела презентацию конференции молодых ученых и специалистов YPIC/WRTYS 2020 «Young Professionals International Conference on Welding and Related Technologies», 19–22 мая 2020, Киев (https://ypic2020.com) и пригласила ученых, специалистов и руководителей предприятий принять участие в ее работе.

В конференции также приняли участие без докладов представители ряда промышленных предприятий Украины из Киева, Днепра, Запорожья, Харькова, Кривого Рога, Каменского, использующие в производственном цикле лазерные и лучевые технологии.

По завершению конференции проведен Круглый стол «Новые разработки в области 3D лучевых технологий», где обсуждались актуальные проблемы развития лучевых сварочных технологий применительно к получению трехмерных изделий из различных металлических материалов и продемонстрированы готовые изделия, полученные с помощью лазерного 3D прототипирования (ООО «Лазерные аддитивные технологии Украины») и в электронно-лучевых установках (ЧАО «НВО Червона Хвиля», ИЭС им. Е.О. Патона).

Труды конференции LTWMP-2019 и труды предыдущих восьми конференций LTWMP можно заказать у организаторов конференции или получить в открытом доступе на сайте издательства ИЭС им. Е.О. Патона по ссылке: http:// patonpublishinghouse.com/eng/proceedings/ltwmp.

Доброжелательная, гостеприимная, творческая обстановка конференции способствовала развитию полезных дискуссий и установлению деловых контактов. Следующая X Международная конференция «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2021) состоится в сентябре 2021 г. в Одессе, Украина.

Организационный комитет конференции LTWMP-2019 выражает благодарность компаниям Червона Хвиля, Технологии высоких энергий, Китайско-украинскому институту сварки им. Е.О. Патона, Центру «Титан» ИЭС, Центру электронно-лучевой сварки ИЭС и Международному центру электронно-лучевых технологий ИЭС за оказанную помощь в проведении конференции.

А.Т. Зельниченко

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Аджамский С.В. 5 Ахонин С.В. 12, 16, 22, 26

Бабенко А.Є. 71 Белоус В.Ю. 12, 41 Берднікова О.М. 31 Березос В.А. 16, 26 Бернацький А.В. 31 Блощицин М.С. 38, 100

Важничая Е.М. 63 Великоіваненко О.А. 71 Вржижевский Э.Л. 12, 41

Головко Л.Ф. 38, 100 Григоренко С.Г. 41

Денисенко А.М. 95 Дмитренко А.Е. 89 Донг Ч. 103 Drimal D. 44 Дрозд И.М. 56

Ерохин А.Г. 22

Завдовєєв А.В. 95 Зельниченко А.Т. 124

Илляшенко Е.В. 49, 103, 110

Кандала С.М. 71 Каsencak М. 44 Козлітіна С.С. 71 Коlenic F. 44 Кононенко А.А. 5 Коржик В.Н. 49, 103, 110 Коvас L. 44 Кгатагсік А. 44 Кривцун И.В. 49 Кузьменко Н.Н. 26 Кузьмичев А.И. 56 Кулак Л.Д. 26 Курапов Ю.А. 63 Литвин С.Е. 63 Ло 3. 49 Луговской Ю.Ф. 115 Марковский П.Е. 16 Матвейчук В.А. 84, 89 Махненко О.В. 81 Микитчик А В 115 Міленін О.С. 71 Мужиченко О.Ф. 81 Нестеренков В.М. 84, 89 Носенко О.П. 81 **О**ранская Е.И. 63 Петриченко И.К. 12 Пикулин А.Н. 22 Позняков В.Д. 95 **Р**оманенко В.В. 38, 100 Романенко С.М. 63 Руденко А.Э. 56 Рудой Ю.Э. 115 Русыник М.О. 84, 89 Саленко А.О. 38 Салій С.С. 38, 100 Северин А.Ю. 26 Селин Р.В. 12 Сидорець В.М. 31 Ciopa O.B. 31 Стельмах Я.А. 63 Таранова Т.Г. 41 **У**стинов А.И. 56 **Ф**ирстов С.А. 26 Хан Ш. 110 Хаскин В.Ю. 49, 103, 110 **Ц**ай Д. 110 Шелягін В.Д. 31 Яковчук К.Ю. 115 Янко Т.Б. 89



ДП «Науково-виробничий центр «Титан»

- основна наукова діяльність розробка сплавів на основі титану, технологій та обладнання для їх виробництва способом електронно-променевої плавки (ЕПП);
- основна виробнича діяльність виробництво зливків титанових сплавів і виготовлення обладнання для ЕПП;
- виробничі потужності шість електронно-променевих установок;
- сертифікат на систему якості ISO 9001;
- міжнародні поставки Англія, Китай, Німеччина, РФ, США, Франція, Швеція, Японія.



Піч УЕ-182М потужністю 1500 кВт



Зливки титану Ø110...600 мм



Піч УЕ-5810 потужністю 3000 кВт



Зливок титану Ø1100 мм



Установка УЕ–185 для електронно– променевого оплавлення зливків



Зливки–сляби титану 950x165x4000 мм

-0, ВТ1-00, ВТ3-1, ВТ5, ВТ6, , ВТ14, ВТ20, ВТ22, ПТ3В, М, ПТ1М, 3М, ЭТ3, Grade 1, de 2, Grade 5

ДП «Науково–виробничий центр «Титан» IEЗ ім. Є.О. Патона НАНУ» Україна, м. Київ, 03028, вул. Ракетна, 26 Тел.: (044) 5249543, факс: (044) 5241096