



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Условия изготовления биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства

Ксения Осипович<sup>a, \*</sup>, Евгений Сидоров<sup>b</sup>, Андрей Чумаевский<sup>c</sup>, Сергей Никонов<sup>d</sup>,  
Евгений Колубаев<sup>e</sup>

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

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>, [osipovich\\_k@ispms.ru](mailto:osipovich_k@ispms.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0009-0009-2665-7514>, [seas@ispms.ru](mailto:seas@ispms.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, [tch7av@gmail.com](mailto:tch7av@gmail.com); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5588-4718>, [SergRFF@ispms.ru](mailto:SergRFF@ispms.ru);  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, [eak@ispms.tsc.ru](mailto:eak@ispms.tsc.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.18; 620.11; 621.791.9

#### История статьи:

Поступила: 09 апреля 2025  
Рецензирование: 17 апреля 2025  
Принята к печати: 21 апреля 2025  
Доступно онлайн: 15 июня 2025

#### Ключевые слова:

Аддитивное производство  
Проволочная электронно-лучевая аддитивная технология  
Резкий интерфейс  
Плавный интерфейс  
Гетерогенная структура  
Тепловложение  
Макроструктура

#### Финансирование

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

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Проволочное электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) – перспективная технология производства, позволяющая варьировать дизайном интерфейса в композиционных материалах, что затруднительно при использовании традиционных методов. Возможность управления локальными металлургическими процессами в ванне расплава является ключевым преимуществом технологии ЭЛАП. Было изучено влияние переменных параметров ЭЛАП (тип подачи проволоки, характеристики развертки, значения погонной энергии) на возможность создания различного дизайна в биметаллических образцах на основе медных и железных сплавов. Установление взаимосвязи между структурообразованием и параметрами 3D-печати имеет большое значение для развития ЭЛАП. **Цель работы.** Установление влияния на качество получаемых изделий основных характеристик процесса ЭЛАП (силы тока, скорости подачи, тепловложения, стратегии печати и свойства материала) для формирования качественных биметаллических образцов с резким и плавным интерфейсом, гетерогенной структурой на основе медных и железных сплавов. **Методы исследования.** Особое внимание уделяется экспериментальным исследованиям, позволяющим оптимизировать процесс печати. Методом проволочного ЭЛАП получены биметаллические образцы с резким и плавным интерфейсом, гетерогенной структурой на основе медного и железного сплавов. В работе проанализированы значения тепловложения в зависимости от наносимого слоя; значения скорости подачи проволоки в зависимости от используемого материала; типы стратегии печати в зависимости от соотношения разнородных материалов в биметаллических образцах. Для визуализации качества выращенных биметаллических образцов с различным дизайном применяли цифровую камеру Pentax K-3 с фокусным расстоянием объектива 100 мм. **Результаты и обсуждение.** Основываясь на факторах взаимодействия электронного пучка с материалом, в данной работе систематически описаны возможности получения изделий на основе резкого и плавного интерфейса или гетерогенных материалов. Кроме того, были кратко описаны некоторые методы управления процессом для контроля дефектов с точки зрения факторов, влияющих на динамику ванны расплава, включая контроль термических условий процесса во время 3D-печати. Для формирования резкого интерфейса задается фиксированное значение тепловложения для каждого из рассматриваемых материалов: при нанесении слоев меди М1 оно составляет 0,09 кДж/мм, что в 2,5 раза меньше, чем значение тепловложения при нанесении слоев медного сплава БрАМц9-2; при нанесении слоев из железных сплавов 12Х18Н9Т тепловложение составляет 0,17 кДж/мм, что в 1,5 раза меньше, чем его значение при нанесении слоев железного сплава 09Г2С. Для формирования плавного интерфейса значения тепловложения не являлись фиксированными в зависимости от слоя, как и скорость подачи проволоки в ванну расплава. При формировании гетерогенной структуры в биметаллическом образце применялось изменение стратегии печати в зависимости от процентного соотношения объема подаваемых проволоки разнородных сплавов. Благодаря точному контролю процесса ЭЛАП были получены бездефектные биметаллические образцы на основе медных и железных сплавов.

**Для цитирования:** Условия изготовления биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства / К.С. Осипович, Е.А. Сидоров, А.В. Чумаевский, С.Н. Никонов, Е.А. Колубаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 142–158. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-142-158.

## Введение

Современные методы аддитивного производства, такие как проволочная электронно-лучевая 3D-печать (ЭЛАП), представляют собой один из наиболее перспективных подходов к созданию

сложных металлических конструкций с уникальными механическими и функциональными свойствами. На данный момент количество публикаций по изготовлению биметаллических образцов электронно-лучевым способом растет, что подтверждает актуальность исследований. Этот метод активно применяется в аэрокосмической, автомобильной и медицинской отраслях, где требуется высокая точность, прочность и надежность изделий [1]. В отличие от тради-

#### \*Адрес для переписки

Осипович Ксения Сергеевна, к.ф.-м.н.  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
Академический проспект, 2/4,  
634055, Томск, Россия  
Тел.: +7 999 499-57-53, e-mail: [osipovich\\_k@ispms.ru](mailto:osipovich_k@ispms.ru)

ционных способов литья и фрезерования метод ЭЛАП позволяет печатать изделия из разнородных материалов с минимальными потерями материала и без необходимости использования форм и штампов [2].

Биметаллический образец изготавливается из двух материалов с различными свойствами, что позволяет получать изделие с характеристиками свойств, отличными от характеристик свойств отдельных материалов. При этом биметаллы не должны иметь дефектов в интерфейсе между разнородными материалами. При возникновении дефектов образцы утрачивают требуемые параметры механических или эксплуатационных свойств. Наиболее распространенным дизайном интерфейса биметаллических образцов является резкий переход от одного материала к другому – например, биметаллы с резким интерфейсом на основе системы «сталь – медь», изготовленные посредством лазерного спекания [3, 4]. Однако анализ литературы показал, что создание плавного интерфейса между разнородными материалами при использовании метода лазерного спекания затруднено. Поэтому ЭЛАП обеспечивает беспрецедентную свободу микроструктурного дизайна во время изготовления.

Одним из фундаментальных аспектов, влияющих на эффективность ЭЛАП, является взаимодействие электронного луча с металлической проволокой [5]. Теория рассеяния электронов играет важную роль в определении глубины проникновения луча, формы и размера ванны расплава, а также в управлении тепловыми потоками, которые влияют на кристаллизацию материала [6]. Недостаточное внимание к этим факторам может привести к снижению механической прочности, ухудшению геометрической точности и увеличению количества дефектов в готовых изделиях [7]. Понимание этих процессов позволяет прогнозировать формирование микроструктуры, минимизировать дефекты, такие как пористость, трещины и неоднородность структуры, а также оптимизировать параметры печати для достижения наилучших результатов [8].

В основе процесса лежит катодный узел, наращивающий величину энергии для преодоления потенциального барьера за счет высокой температуры и разности потенциалов анода и катода [9]. Помимо катодного узла работают пушки, отвечающие за формирование и фокусиров-

ку направленных электронных пучков, которые ускоряются под действием электрического поля и фокусируются магнитным полем, таким образом формируется направленный электронный пучок [10]. Сфокусированный электронный луч, испускаемый катодом, под воздействием высоких температур преобразует выделяемую тепловую энергию, тем самым формируя локальный нагрев и осуществляя плавление материала. Путем одновременной работы податчика проволоки и электронного луча по заданной траектории послойно наращивается материал, который образует трехмерную структуру после затвердевания. В зависимости от величины энергии, испускаемой лучом, интенсивность рассеивания будет больше при меньшем значении энергии. Однако при большем значении энергии возникает вероятность расширения зоны термического влияния, что приводит к избыточному проплавлению подаваемой проволоки на подложку или уже нанесенные слои.

Размер развертки в электронно-лучевой 3D-печати напрямую связан с диаметром электронного луча и его взаимодействием с материалом. Увеличение энергии электронов приводит к большей глубине проникновения, но также расширяет область рассеяния, что может снизить точность геометрии изготавливаемого изделия [1]. Для минимизации этого эффекта необходимо оптимизировать параметры луча, такие как энергия, фокусировка и плотность тока. Например, исследования показывают, что использование электронного луча с низкой энергией позволяет достичь более высокой точности геометрии изготавливаемого изделия, но ограничивает толщину наносимого слоя [2]. При высокой энергии электронного луча и низкой скорости сканирования энергия будет концентрироваться в поверхностных слоях, что может привести к локальному перегреву, и наоборот. При оптимальных параметрах энергия равномерно распределяется по объему, обеспечивая стабильное плавление и формирование качественной макро- и микроструктуры. Недостаточная передача энергии, обусловленная рассеянием электронов, может вызвать неполное расплавление материала, это способствует образованию пористости в структуре изделия. Кроме того, недостаточная энергия может препятствовать достижению температуры плавления, что негативно сказыва-

ется на прочности межслойных связей и повышенной шероховатости поверхности. Неравномерное охлаждение, связанное с неоднородным распределением энергии, также способствует формированию локальных зон напряжения, которые могут вызывать образование микротрещин. Перечисленные эффекты подчеркивают важность контроля параметров электронного луча и учета процессов рассеяния для минимизации дефектов и повышения качества печатаемых изделий [11].

В настоящей статье рассматривается влияние на качество получаемых изделий основных характеристик процесса ЭЛАП (силы тока, скорости подачи, тепловложения, стратегии печати и свойства материала), которые входят в теорию рассеяния электронов. Особое внимание уделяется экспериментальным исследованиям, позволяющим оптимизировать процесс печати.

**Целью работы** являлось установление влияния на качество получаемых изделий основных характеристик процесса ЭЛАП (силы тока, скорости подачи, тепловложения, стратегии печати и свойства материала) для формирования качественных биметаллических образцов с резким и плавным интерфейсом, гетерогенной структурой на основе медных и железных сплавов. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- установление интервалов значений тепловложения при нанесении слоев на основе железных и медных сплавов для формирования резкого интерфейса, которые зависят от значений напряжения и тока, необходимого для формирования ванны расплава;

- определение соотношения скоростей подаваемых проволок в ванну расплава для формирования плавного интерфейса;

- изучение влияния типа стратегии печати в зависимости от процентного соотношения объема разнородных сплавов при одновременной подаче проволок в ванну расплава.

## Методика исследований

Биметаллические образцы с различным дизайном интерфейса и гетерогенной структурой были получены на лабораторной экспериментальной установке для аддитивного электронно-лучевого производства металлических изделий в ИФПМ СО РАН (рис. 1). В качестве разнородных материалов были выбраны железные и медные сплавы. При этом использовали проволоки диаметром 1,0 мм из нержавеющей стали 12Х18Н10Т и конструкционной низколегированной стали 09Г2С, а также проволоки диаметром 1,2 мм из технической чистой меди марки М1 и безоловянной бронзы БрАМц9-2 (табл. 1). Выбор данных сплавов основывался на их широком практическом применении (кораблестроение, авиастроение, машиностроение и др.).

Многокомпонентные образцы печатаются с помощью электронного луча, генерируемого электронной пушкой, через магнитную фокусирующую систему, которая формирует развертку на поверхности в области печати, образуя ванну расплава. Проволока подается из податчика. В результате на подложке формируется образец, состоящий из послойно нанесенного материала.

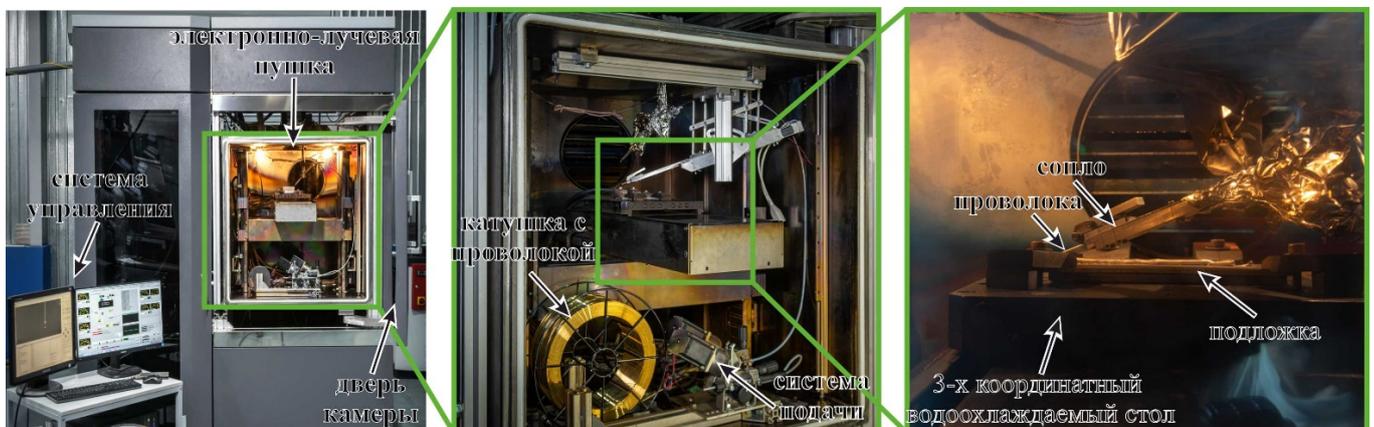


Рис. 1. Изображение вакуумной камеры лабораторной экспериментальной установки для аддитивного электронно-лучевого производства металлических изделий

Fig. 1. Vacuum chamber of the laboratory experimental installation for electron beam additive manufacturing

Таблица 1

Table 1

**Химический состав исходных материалов проволок железных и медных сплавов**  
**Chemical composition of wire feedstock: iron and copper alloys**

Материал		Химический состав, вес. %								
		Fe	Cu	Cr	Ni	Mn	Al	Si	C	Другие
Подложка	304	Ост.	До 0,3	17...19	9...11	До 2	–	До 0,8	До 0,08	До 1,1
Проволока	12X18H9T	Ост.	До 0,3	17...19	9...11	До 2	–	До 0,8	До 0,12	До 0,6
	M1	До 0,005	Ост.	–	До 0,002	–	–	–	–	До 0,02
	09Г2С	Ост.	До 0,3	До 0,3	До 0,3	1,3...1,7	–	0,5...0,8	До 0,12	До 0,28
	БрАМц9-2	До 0,5	Ост.	–	–	1,5...2,5	8...10	До 0,1	–	До 1,65

Благодаря варьированию параметров при ЭЛАП этот метод потенциально подходит для получения материалов с контролируемой структурой и улучшенными механическими или эксплуатационными характеристиками. Параметры печати (размер развертки, напряжение, частота сканирования, ток и скорость подачи проволоки), используемые для изготовления вертикальной стенки, представлены в табл. 2.

Для визуализации качества выращенных биметаллических образцов с различным дизайном использовали цифровую камеру Pentax К-3 с фокусным расстоянием объектива 100 мм.

### Результаты и их обсуждение

Всестороннее понимание формирования определенной структуры и ее дизайна в процессе аддитивного производства открывает широкие возможности для получения биметаллов

с желаемыми свойствами в конкретной части детали, что дает возможность изготовить более эффективное инженерное изделие [12, 13]. На рис. 2 схематично показаны некоторые возможные на данный момент комбинации для многоматериальных изделий в аддитивном производстве. В зависимости от назначения изделия и требований к нему может применяться различная геометрия нанесения материалов и дизайн интерфейса.

Как уже говорилось выше, самый простой и распространенный дизайн интерфейса – резкий (рис. 2, а). Возможно получить и плавный интерфейс от одного материала к другому (рис. 2, б). Могут быть также получены гетерогенные структуры при помощи одновременной подачи разнородных несмешивающихся материалов, использования порошковой проволоки или добавления металлического порошка в матричный материал (рис. 2, в). В частности, это могут

Таблица 2

Table 2

**Технологические параметры процесса ЭЛАП**  
**EBAM process parameters**

Материал	Интерфейс	Форма развертки	Размер развертки, мм	Напряжение $U$ , кВ	Частота сканирования, Гц	Ток, мА	Скорость подачи проволоки $v$ , мм/мин
12X18H9T-M1	Резкий / Плавный / Композит	Эллипс	5	30	1000	90...45	250...440
12X18H9T-БрАМц9-2						80...42	250...440
09Г2С-БрАМц9-2						85...45	250...400

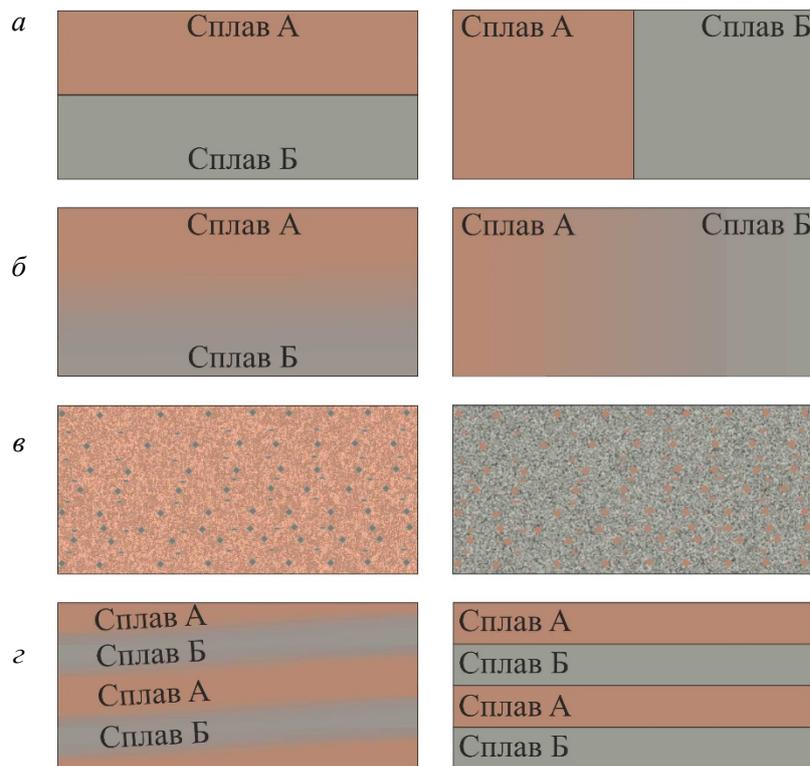


Рис. 2. Схема возможных вариантов многокомпонентного образца, изготовленного аддитивным производством:

*a* – резкий интерфейс; *б* – плавный интерфейс; *в* – гетерогенная структура; *з* – слоистый композит

Fig. 2. Schematic of possible multi-component sample configurations fabricated by additive manufacturing:

*a* – sharp interface; *б* – smooth interface; *в* – heterogeneous structure; *з* – layered composite

быть вставки второго материала в «матрицу» первого (отдельные области изделия печатаются последовательной укладкой второго материала, остальной объем печатается первым материалом). Для создания более сложного дизайна интерфейса можно использовать чередование разнородных материалов, формируя слоистую структуру (рис. 2, *з*). При этом дизайн структуры может представлять собой периодическое чередование разнородных полос (один через один слой, один через два, один через три... два через два, два через три и т. д.).

3D-печать различными материалами последовательных слоев в дальнейшем является актуальной при создании объемных изделий с формированием соседних (примыкающих друг к другу) столбцов, блоков. В практических применениях может быть желательно или даже необходимо иметь три или более состава, что не составляет трудности для аддитивного производства, которое обеспечивает беспрецедент-

ную свободу структурного дизайна при изготовлении.

Для формирования определенного дизайна структуры разнородных материалов необходимо знать физико-механические свойства металлов и сплавов для аддитивного производства, чтобы раскрыть весь истинный потенциал и получить бездефектное изделие [14]. Например, изготовление биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов может обеспечить уникальные свойства материала за счет сочетания теплопроводности и коэффициента теплового расширения меди с высокой прочностью стали (табл. 3). Однако крайне низкая способность к поглощению лазерного излучения ( $\sim 2\%$ ) и высокая теплопроводность ( $400 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$ ) меди и медных сплавов означают, что в процессе изготовления требуются высокие значения тепловложения. Следует отметить, что большая разница в коэффициенте теплового расширения между данными материалами при-

**Физико-механические характеристики используемых материалов**  
**Physical and mechanical properties of the materials used**

Материал	$T_m, ^\circ\text{C}$	$\rho, \text{кг/м}^3$	$C, \text{Дж / (кг}\cdot^\circ\text{C)}$	$\lambda, \text{Вт / (м}\cdot^\circ\text{C)}$	$\alpha, 1 / ^\circ\text{C}$
12X18H9T	1420	7920	462...596	15...26	16,6...19,3
M1	1083	8940	390	387	16,7
09Г2С	1450...1520	7850	496...676	33...27	11,5...12,3
БрАМц9-2	1060	7630	461	71,4	17

водит к накапливанию деформации и высокому внутреннему напряжению на границе раздела, что в конечном итоге может привести к растрескиванию [15]. Из-за вышеупомянутых проблем изготовление биметаллических образцов с различным дизайном интерфейса между железными и медными сплавами затруднено [16].

Для изготовления бездефектного многокомпонентного образца при чередовании разнородных проволок во время печати необходимо управлять тепловыми условиями, чтобы проволока одного материала успевала расплавиться, а проволока другого материала не растекалась (создавая дефекты и нарушая геометрию изделия). Для этого необходимо учитывать физико-механические свойства и рассчитывать значения погонной энергии для каждого вида структурного дизайна и каждого используемого материала, как это будет показано ниже.

При формировании резкого интерфейса между разнородными материалами необходимо останавливать нанесение одного материала перед нанесением другого материала. Таким образом, сразу после нанесения  $N$ -го слоя проволокой железного сплава производится смена подачи на проволоку медного сплава (рис. 3).

Для изготовления биметалла с резким интерфейсом между железным и медным сплавами послойно наносили проволоку из железного сплава для формирования от 10 до 30 слоев. По завершении формирования аддитивно-выращенной области железного сплава подача стальной проволоки прекращалась полностью, и с помощью второго податчика в ванну расплава подавалась проволока медного сплава. Далее слои ( $N + 1$ ) или первые слои медного сплава наносились уже с другими параметрами 3D-печати,

учитывая разные физико-механические свойства материалов.

Визуализация изменения параметров 3D-печати производилось за счет изменения значений тепловложения для каждого слоя с целью получения всестороннего понимания структур и дефектности аддитивно-выращенных областей при изготовлении аддитивными способами. Величина тепловложения является характеристикой теплового градиента и представляет собой величину погонной энергии, выделяемой на единицу длины слоя [17]. Значения тепловложения при изготовлении биметаллических образцов с резким интерфейсом между разнородными материалами приведено на рис. 4.

Нанесение слоев проволокой железного сплава производилось на основе уже известных данных [18]. Нанесение слоев проволокой медного сплава с использованием этих же параметров невозможно. При проведении подбора параметров для печати медной проволокой на уже нанесенные стальные слои необходимо минимизировать тепловложение. Таким образом, для печати биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов задается фиксированное значение тепловложения для каждого из рассматриваемых материалов. Значение тепловложения при нанесении слоев меди M1 составляет 0,09 кДж/мм, что в 2,5 раза меньше, чем значение тепловложения при нанесении слоев медного сплава БрАМц9-2. Значение тепловложения при нанесении слоев из железных сплавов 12X18H9T составляет 0,17 кДж/мм, что в 1,5 раза меньше, чем значение тепловложения при нанесении слоев железного сплава 09Г2С. Такая разница обусловливается различием теплофизических свойств используемых материалов.

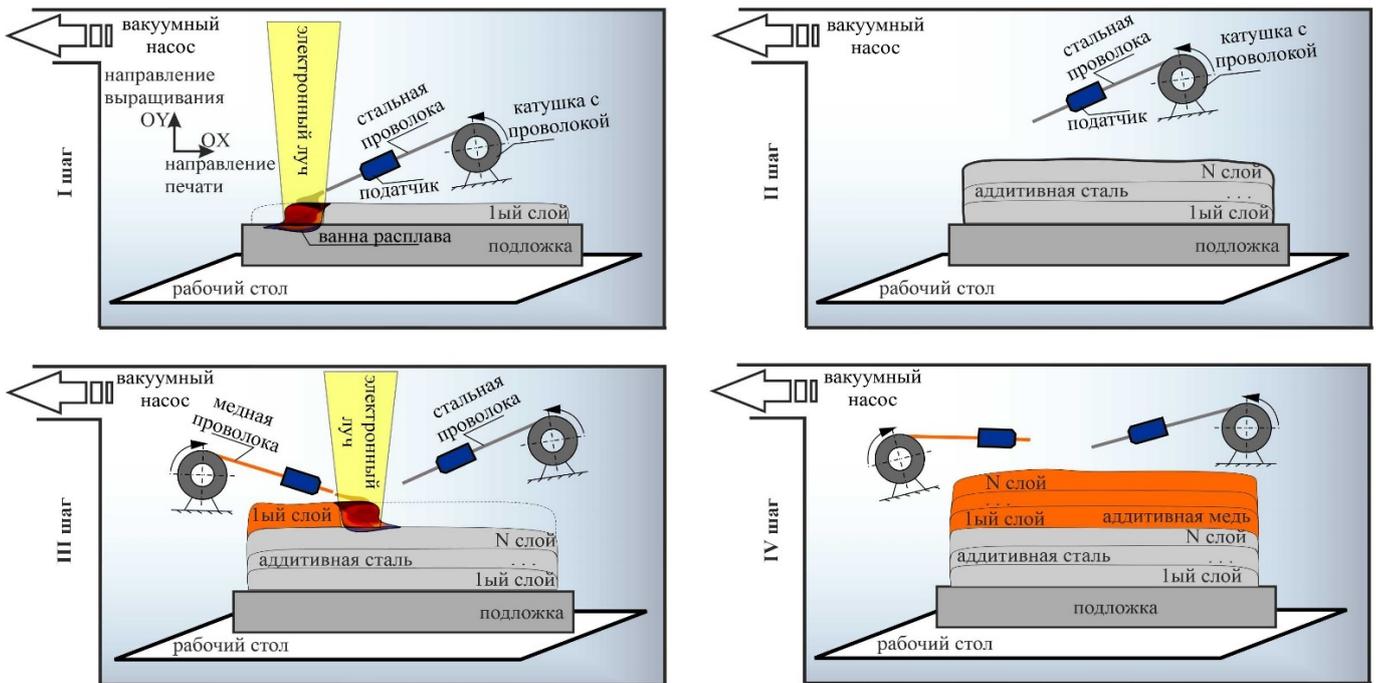


Рис. 3. Схема процесса изготовления электронно-лучевым аддитивным способом биметаллических образцов с резким интерфейсом между железным и медным сплавами

Fig. 3. Schematic of the wire-feed electron beam additive manufacturing process for fabricating bimetallic samples with a sharp interface between iron and copper alloys

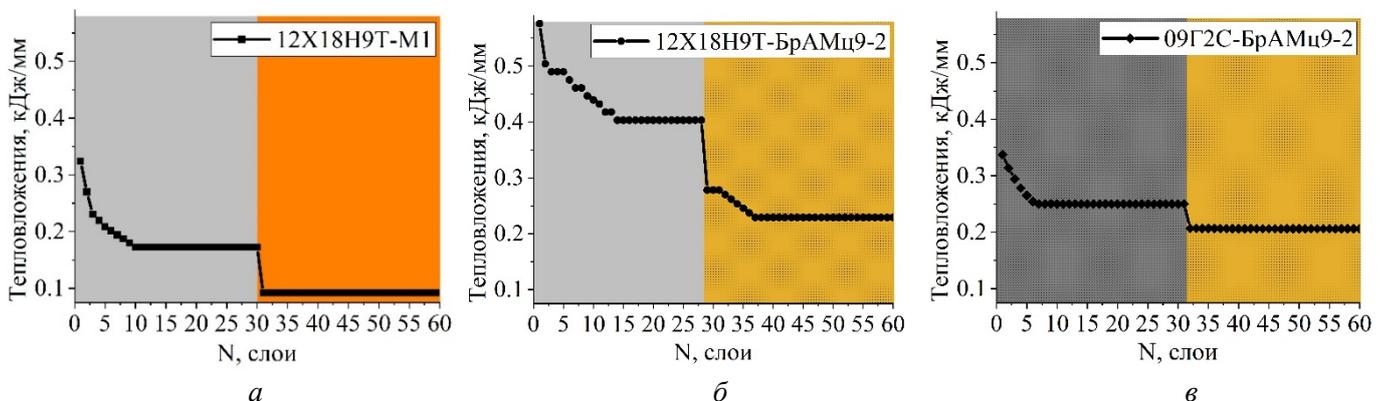


Рис. 4. Изменение значений тепловложения в зависимости от слоя в процессе изготовления проволочным электронно-лучевым аддитивным способом биметаллического образца с резким интерфейсом между разнородными материалами:

a – 12X18H9T и M1; б – 12X18H9T и BrAMц9-2; в – 09Г2С и BrAMц9-2

Fig. 4. Variation of heat input values as a function of layer during EBAM of a bimetallic sample with a sharp interface between dissimilar materials:

a – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and M1; б – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and Cu-9 Al-2 Mn; в – 0.09 C-2 Mn-Si and Cu-9 Al-2 Mn

Следует отметить, что при нанесении первых слоев на подложку для каждого биметаллического образца с резким интерфейсом значения тепловложения выше фиксированных. При таких значениях на первых слоях образца происходит интенсивное прогревание материала подложки, что способствует стабильному формированию

ванны расплава. Общей чертой изменения значений тепловложения по высоте печатаемого образца с резким интерфейсом является резкий спад при переходе от нанесения железного сплава к нанесению медного сплава.

При формировании плавного интерфейса между разнородными материалами производи-

лась одновременная подача железной и медной проволок. Причем необходимо было постепенно изменять соотношение скоростей подачи железной и медной проволок в ванну расплава: скорость подачи проволоки медного сплава в ванну расплава необходимо увеличивать одновременно с уменьшением скорости подачи проволоки железного сплава до полной остановки (рис. 5). В процессе печати в зоне с постепенным изменением скорости подачи проволоки разнородных материалов формируется структура с плавным интерфейсом.

Во время подачи только проволоки из железного сплава при скорости подачи медного сплава  $v_{\text{copper}} = 0$  формируется часть аддитивно-выращенной стали. Начало формирования плавного интерфейса сопутствуется с введением проволоки из медного сплава вторым податчиком при соотношении скоростей подаваемых материалов  $v_{\text{steel}} > v_{\text{copper}}$  приблизительно 1:4. На этом этапе

преобладает область с аддитивно-выращенной сталью, пока соотношение скоростей подаваемых материалов не становится равным ( $v_{\text{steel}} = v_{\text{copper}}$ ). Формирование плавного интерфейса завершается при уменьшении вводимого объема проволоки из железного сплава, когда соотношение скоростей подаваемых материалов  $v_{\text{steel}} < v_{\text{copper}}$  приблизительно 3:4. На следующем этапе (шаг IV на рис. 5) подается только проволока из медного сплава, при скорости подачи железного сплава  $v_{\text{steel}} = 0$  формируется часть аддитивно-выращенной меди. Таким образом, при изготовлении вертикальной стенки при постепенном изменении скорости подачи можно наблюдать формирование плавного интерфейса.

Аналогично постепенному изменению скорости подачи материалов постепенно изменялось и значение тепловложения по высоте образца (рис. 6) в отличие от изменения значений тепловложения в зависимости от слоя при изго-

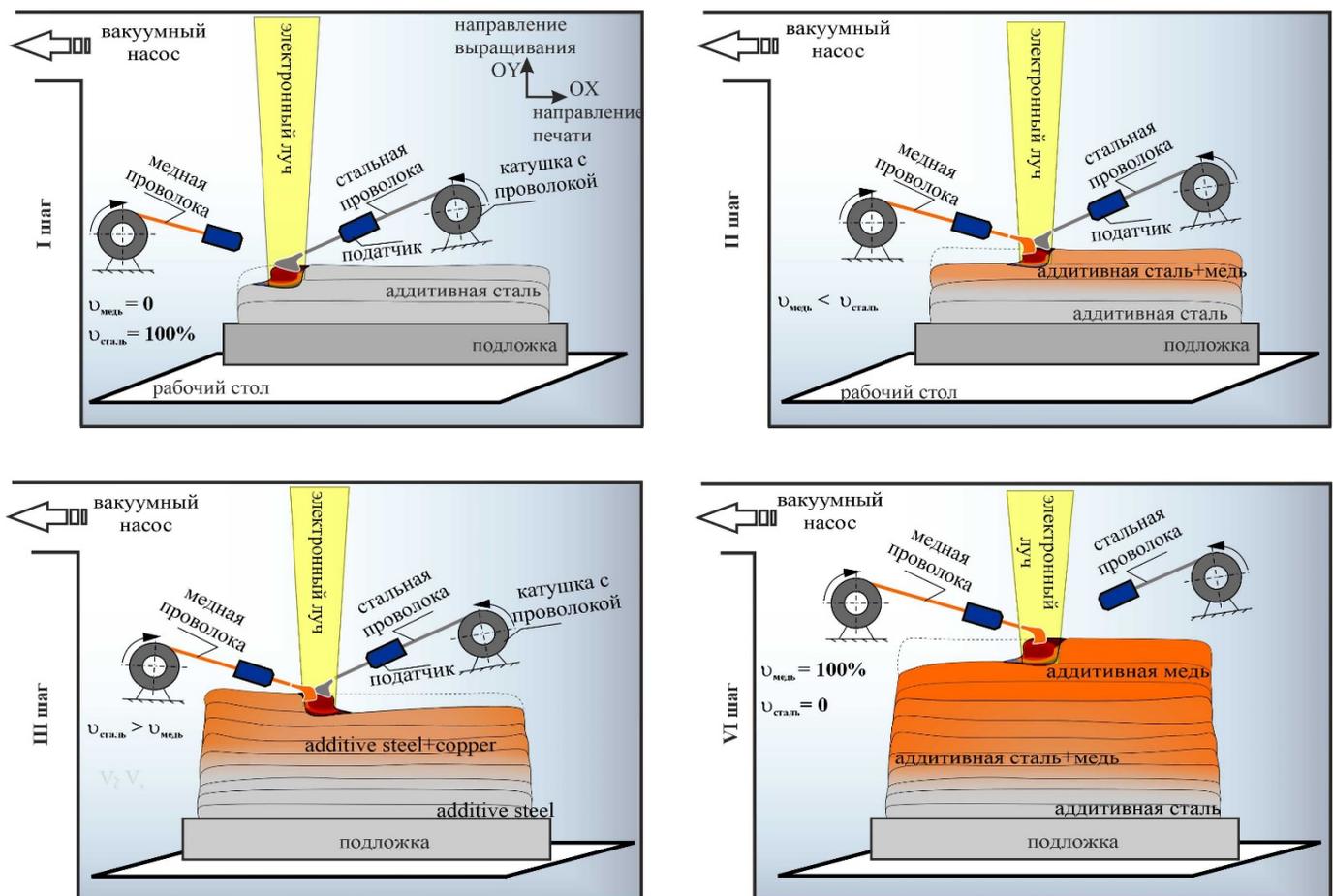


Рис. 5. Схема процесса изготовления электронно-лучевым аддитивным способом биметаллических образцов с плавным интерфейсом между железным и медным сплавами

Fig. 5. Schematic of the wire-feed electron beam additive manufacturing process for fabricating bimetallic samples with a smooth interface between iron and copper alloys

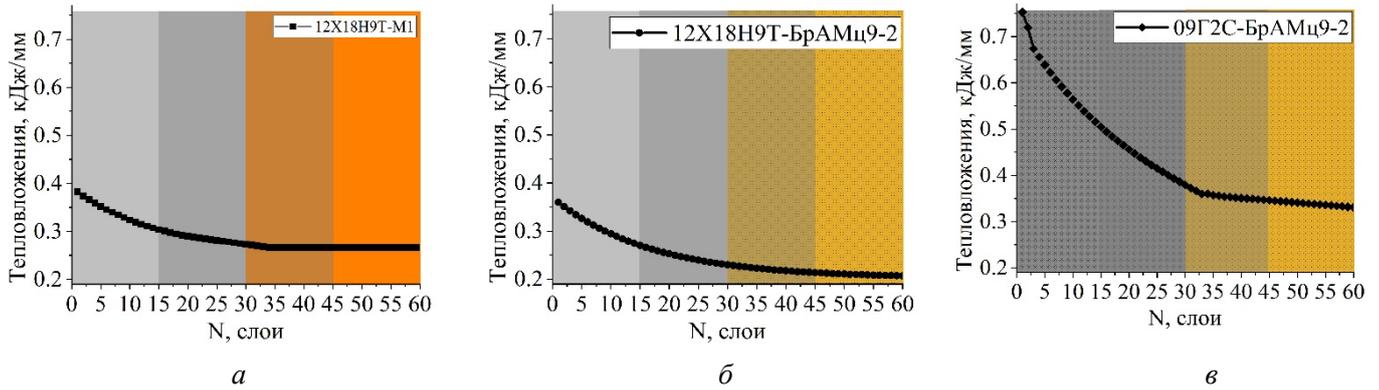


Рис. 6. Изменение значений тепловложения в зависимости от слоя в процессе изготовления проволочным электронно-лучевым аддитивным способом биметаллического образца с плавным интерфейсом между разнородными материалами:

*a* – 12X18H9T и M1; *б* – 12X18H9T и BrAMц9-2; *в* – 09Г2С и BrAMц9-2

Fig. 6. Variation of heat input values as a function of layer during EBAM of a bimetallic sample with a smooth interface between dissimilar materials:

*a* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and M1; *б* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and Cu-9 Al-2 Mn; *в* – 0.09 C-2 Mn-Si and Cu-9 Al-2 Mn

товлении биметаллических образцов с резким интерфейсом (рис. 4). Значение тепловложения при нанесении слоев меди M1 не превышает 0,27 кДж/мм. Значение тепловложения при нанесении слоев нержавеющей стали 12X18H9T близко как при изготовлении биметаллических образцов с плавной границей системы 12X18H9T-M1, так и системы 12X18H9T-BrAMц9-2. В первом случае значение варьируется в пределах 0,36...0,23 кДж/мм, во втором – в пределах 0,38...0,28 кДж/мм, что в 1,5 раза меньше, чем значение тепловложения при нанесении слоев стали при изготовлении биметаллического образца системы 12X18H9T-BrAMц9-2. Значение тепловложения при нанесении слоев медного сплава BrAMц9-2 при изготовлении биметаллического образца системы 12X18H9T-BrAMц9-2 не превышает 0,23 кДж/мм, что меньше значения тепловложения для системы 09Г2С-BrAMц9-2. Значение тепловложения при изготовлении биметаллического образца системы 12X18H9T-BrAMц9-2 не превышает 0,37 кДж/мм.

При формировании гетерогенной структуры в биметаллическом образце применялось изменение стратегии печати в зависимости от процентного соотношения объема подаваемых проволок разнородных сплавов. В случае большего объема подаваемой медной проволоки по отношению к подаваемой железной проволоке производилась непрерывная подача только первого материала и капельная, дискретная подача

второго материала. Дискретная подача проволоки предполагает порционную подачу материала в зону плавления. Этот метод позволяет точно контролировать объем подаваемого материала и уменьшать тепловые перегрузки, что особенно важно при работе с материалами, чувствительными к термическим деформациям. Однако такой подход требует высокой точности синхронизации между движением электронного луча и подачей проволоки, что усложняет управление процессом.

С точки зрения теории рассеяния электронов дискретная подача проволоки характеризуется локальным воздействием электронного луча на материал. Тем не менее существует риск неравномерного распределения тепла, что может вызвать такие дефекты, как локальные перегревы или недостаточное плавление. Для минимизации этих эффектов необходимо тщательно рассчитывать параметры электронного луча, такие как энергия, фокусировка и длительность импульсов, с учетом свойств материала. В случае равного или меньшего объема подаваемой медной проволоки по отношению к подаваемой железной проволоке производилась одновременная непрерывная подача проволок в ванну расплава – реализовывалась непрерывная стратегия печати (рис. 7). Непрерывная подача проволоки обеспечивает постоянное подведение материала в зону плавления, что способствует более равномерному распределению тепла и снижению риска об-

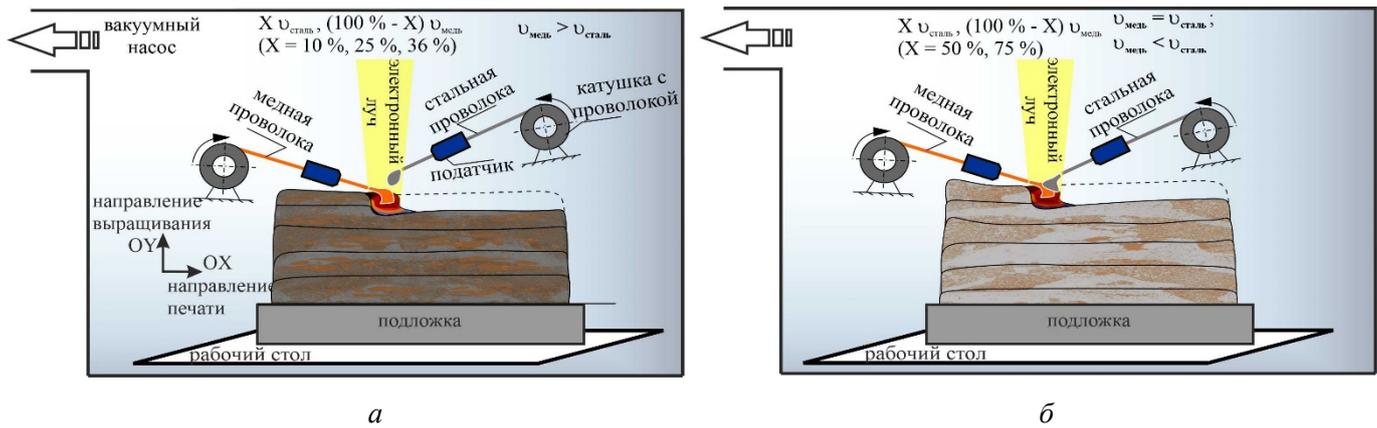


Рис. 7. Схема процесса изготовления электронно-лучевым аддитивным способом биметаллических образцов с гетерогенной структурой при дискретной (а) и непрерывной (б) стратегии печати

Fig. 7. Schematic of the electron-beam additive manufacturing process for fabricating bimetallic samples with a heterogeneous structure using discrete (a) and continuous (b) printing strategies

разования дефектов, таких как поры или трещины. Однако непрерывная подача требует точного контроля скорости подачи проволоки и мощности электронного луча для избегания перегрева или недостаточного плавления.

Различие стратегий печати основывается на сильных отличиях температуры плавления и теплопроводности используемых материалов. При изготовлении биметаллических образцов с плавным интерфейсом было выявлено, что количество подаваемого материала в ванну расплава напрямую зависит от скорости подачи проволоки. Для формирования гетерогенной структуры биметаллического образца по всей высоте, а не только в области интерфейса, невозможно создать условия для однородного плавления как для проволок железного сплава, так и для проволок медного сплава. Непрерывное нанесение обеих проволок при высокой скорости подачи проволоки железного сплава приводит к растеканию медного сплава, что нарушает геометрию биметаллического образца с содержанием стали 10 и 25 % в медной матрице. Непрерывное нанесение обеих проволок при низкой скорости приводит к нерасплавлению в ванне расплава проволоки железного сплава. Капельное нанесение при большой скорости подачи проволоки железного сплава приводит к растеканию, что препятствует формированию необходимой геометрии образцов. Поэтому для биметаллических образцов с гетерогенной структурой при меньшем содержании железного сплава применяли дискретную стра-

тегию печати, а для образцов с большим содержанием сплава железа – непрерывную стратегию печати.

Помимо управления типом подачи проволок, стратегией печати и варьирования скоростями подачи материала, в случае одновременной подачи разнородных материалов необходимо уделить особое внимание изменению значений тепловложения (рис. 8–10).

Значение тепловложения при изготовлении композитов 12X18H9T-M1 с содержанием стали 10 и 50 масс. % уменьшается от 0,38 до 0,26 кДж/мм, для композитов 12X18H9T-M1 с содержанием стали 25 масс. % минимальное значение составляет 0,32 кДж/мм. Аналогичное уменьшение значений тепловложения наблюдается и при изготовлении композитов 12X18H9T-БрАМц9-2: при добавлении 10 и 25 масс. % нержавеющей стали 12X18H9T значения уменьшаются от 0,33 до 0,21 кДж/мм, при добавлении 25 масс. % – от 0,36 до 0,19 кДж/мм. Стабильное уменьшение значений тепловложения протекает в композициях системы 09Г2С-БрАМц9-2 каждого введения стали 09Г2С – от 0,33 до 0,19 кДж/мм.

Для изготовления композитов общей чертой изменения значений тепловложения является постепенное угасание. Для композитов системы 12X18H9T-M1 при содержании стали 10, 25 и 50 масс. % наблюдается линейное угасание значений тепловложения от первого слоя до завершения изготовления. Для композитов 12X18H9T к БрАМц9-2 при содержании стали 10, 25 и 50 масс. % наблюдается экспоненциальное

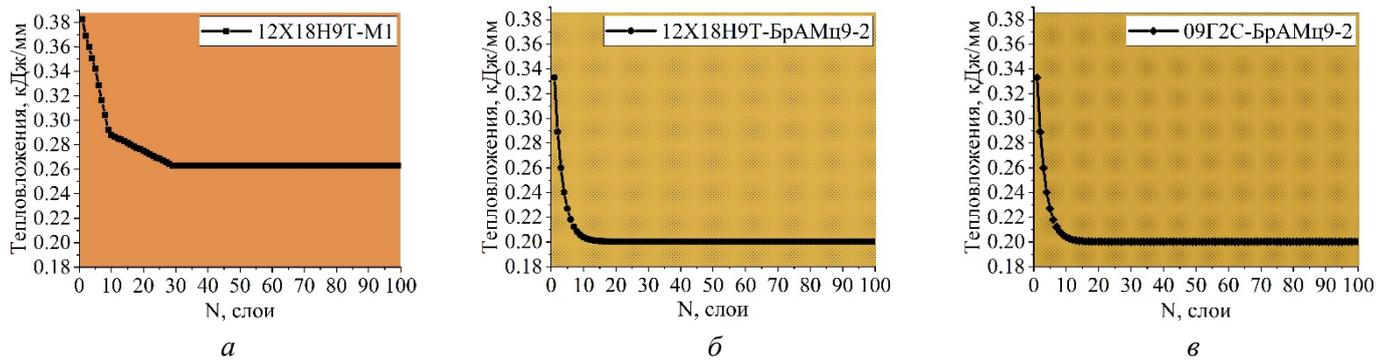


Рис. 8. Изменение значений тепловложения в зависимости от слоя в процессе изготовления проволочным электронно-лучевым аддитивным способом биметаллического образца с гетерогенной структурой с содержанием 10 масс. % стали в медной матрице:

*a* – 12X18H9T и M1; *б* – 12X18H9T и BrAMц9-2; *в* – 09Г2С и BrAMц9-2

Fig. 8. Variation of heat input values as a function of layer during EBAM of a bimetallic samples with a heterogeneous structure containing 10 wt.% steel in a copper matrix:

*a* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and M1; *б* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and Cu-9 Al-2 Mn; *в* – 0.09 C-2 Mn-Si and Cu-9 Al-2 Mn

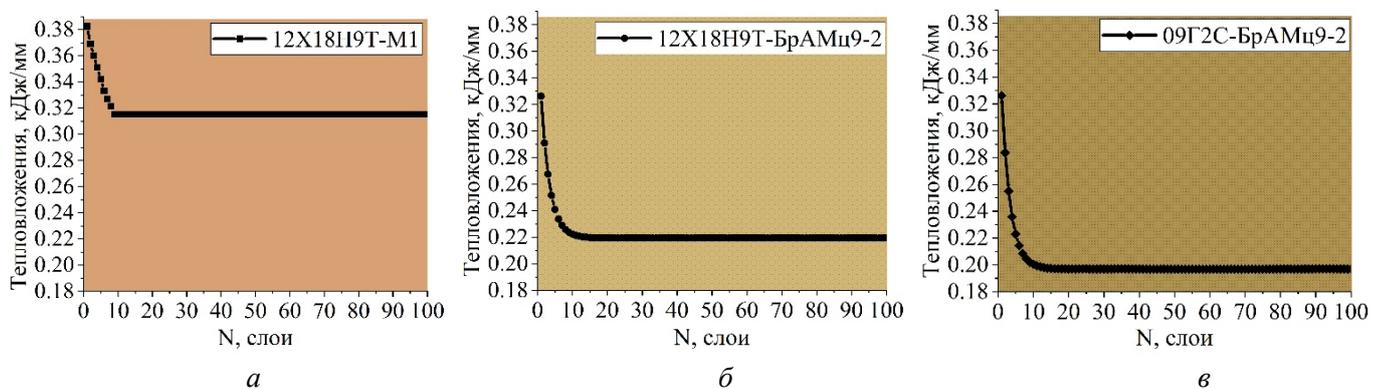


Рис. 9. Изменение значений тепловложения в зависимости от слоя в процессе изготовления проволочным электронно-лучевым аддитивным способом биметаллического образца с гетерогенной структурой с содержанием 25 масс. % стали в медной матрице:

*a* – 12X18H9T и M1; *б* – 12X18H9T и BrAMц9-2; *в* – 09Г2С и BrAMц9-2

Fig. 9. Variation of heat input values as a function of layer during EBAM of a bimetallic samples with a heterogeneous structure containing 25 wt.% steel in a copper matrix:

*a* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and M1; *б* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and Cu-9 Al-2 Mn; *в* – 0.09 C-2 Mn-Si and Cu-9 Al-2 Mn

угасание значений тепловложения с различной скоростью спада от первого слоя до завершения изготовления. Для композитов 09Г2С-BrAMц9-2 при содержании стали 10, 25 и 50 масс. % наблюдается экспоненциальное угасание значений тепловложения с почти одинаковой скоростью спада от первого слоя до завершения изготовления.

Низкие значения тепловложения при нанесении стальной проволоки недостаточны для полного плавления филамента, что приводит к участкам с нерасплавленной проволокой стали (рис. 11, *a*).

Высокие значения тепловложения (от 500 кДж/м) позволяют полностью расплавить проволоку же-

лезного сплава в ванне расплава, не допуская ее переплавления. Однако такие значения тепловложения увеличивают глубину проникновения электронного луча, что приводит к чрезмерному оплавлению ранее сформированных слоев (рис. 11, *б*). В случае формирования только первых слоев изготавливаемого изделия это приводит к изгибу подложки (рис. 11, *в*). При нанесении слоя происходит расширение материала, которое ограничивается более холодным нанесенным затвердевшим слоем, вызывая упругую сжимающую деформацию. Это приводит к усадке материала, вызывая угол изгиба, и накапливает растягивающее остаточ-

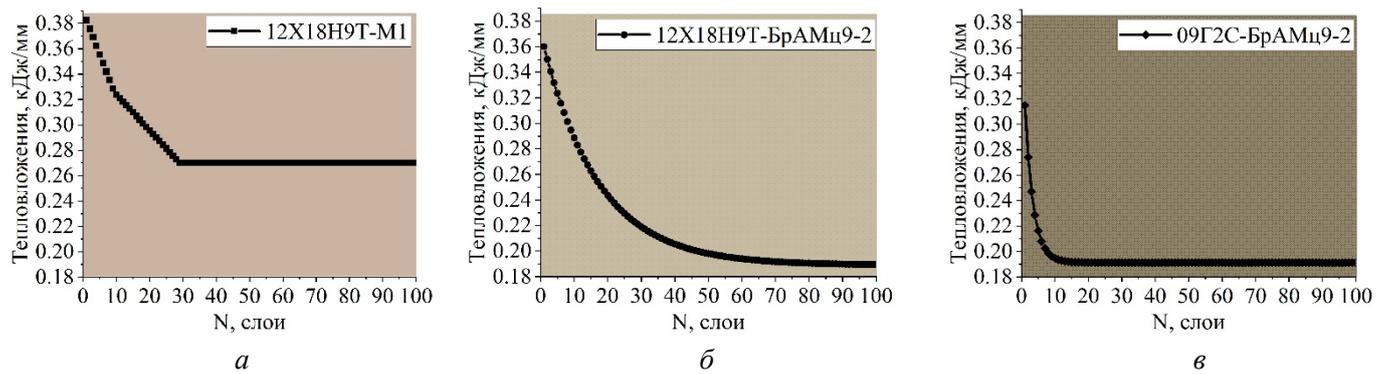


Рис. 10. Изменение значений тепловложения в зависимости от слоя в процессе изготовления проволочным электронно-лучевым аддитивным способом биметаллического образца с гетерогенной структурой с содержанием 50 масс. % стали в медной матрице:

*a* – 12X18H9T и M1; *б* – 12X18H9T и БрАМц9-2; *в* – 09Г2С и БрАМц9-2

Fig. 10. Variation of heat input values as a function of layer during EBAM of a bimetallic samples with a heterogeneous structure containing 50 wt.% steel in a copper matrix:

*a* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and M1; *б* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and Cu-9 Al-2 Mn; *в* – 0.09 C-2 Mn-Si and Cu-9 Al-2 Mn

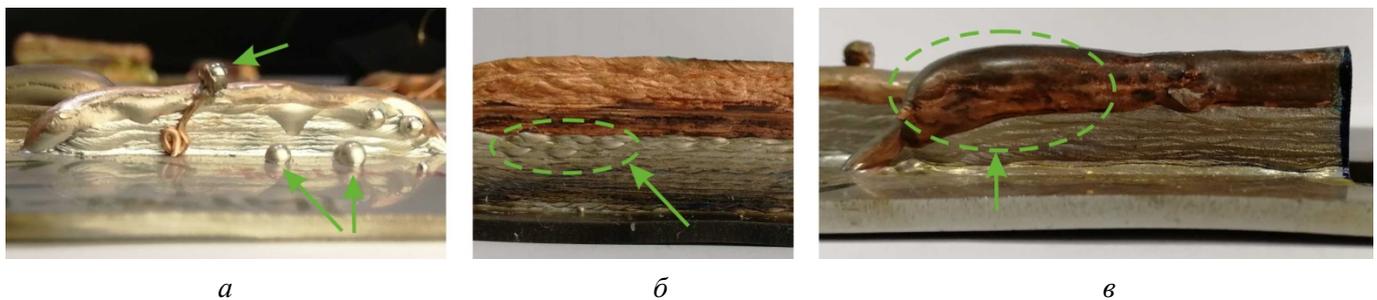


Рис. 11. Изображения дефектов (полное расплавление (*a*), увеличение толщины (*б*) и нерасплавление проволоки (*в*)) во время нанесения стальной проволоки, возникающих при некорректно подобранных параметрах изготовления биметаллов с использованием метода ЭЛАП

Fig. 11. Images of defects (complete melting (*a*), increased thickness (*б*) and wire non-melting (*в*)) during steel wire deposition, resulting from improperly selected parameters for bimetal fabrication using EBAM

ное внутреннее напряжение в направлении вы-  
ращивания.

Значения тепловложения, подобранные для нанесения стальной проволоки, слишком высоки для нанесения медной проволоки. Это приводит к полному расплавлению подаваемого материала и последующему растеканию его по уже нанесенным слоям (рис. 12, *a*). Тем самым увеличивается толщина изделия, что является нежелательным явлением (рис. 12, *б*). Низкие значения тепловложения также нежелательны для формирования бездефектного изделия. Это проявляется в игольчатых целых остатках проволоки на вертикальной стенке (рис. 12, *в*).

При печати с заданным фиксированным значением параметров для биметаллического образца с плавным интерфейсом необходимо управлять значениями тепловложения в самом

начале и до последнего слоя изготавливаемого изделия. Контроль значений тепловложения на каждом слое позволит избежать возникновения несплошностей и расслоения на границе слоев, которые могут повлечь за собой образование трещин [19, 20]. Кроме этого, недостаточный или излишний подвод энергии в ванну расплава приводит к комкованию подаваемого материала, что служит причиной рыхлого качества поверхности и нарушения геометрии изделия (рис. 13). При нанесении первых слоев на подложку для изготовления биметаллических образцов с любым дизайном интерфейса необходимо применять высокое значение тепловложения. С увеличением слоя нужно производить снижение значения тепловложения. При таком подходе будет достаточный прогрев материала и стабильная ванна расплава.

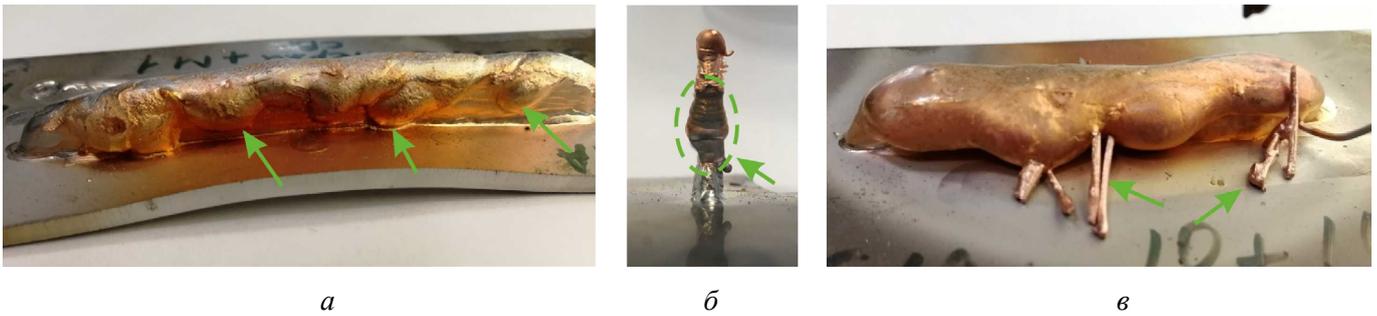


Рис. 12. Изображения дефектов (полное расплавление (а), увеличение толщины (б) и нерасплавление проволоки (в)) во время нанесения медной проволоки, возникающих при некорректно подобранных параметрах изготовления биметаллов с использованием метода ЭЛАП

Fig. 12. Images of defects (complete melting (a), increased thickness (b) and wire non-melting (c)) during copper wire deposition, resulting from improperly selected parameters for bimetal fabrication using EBAM

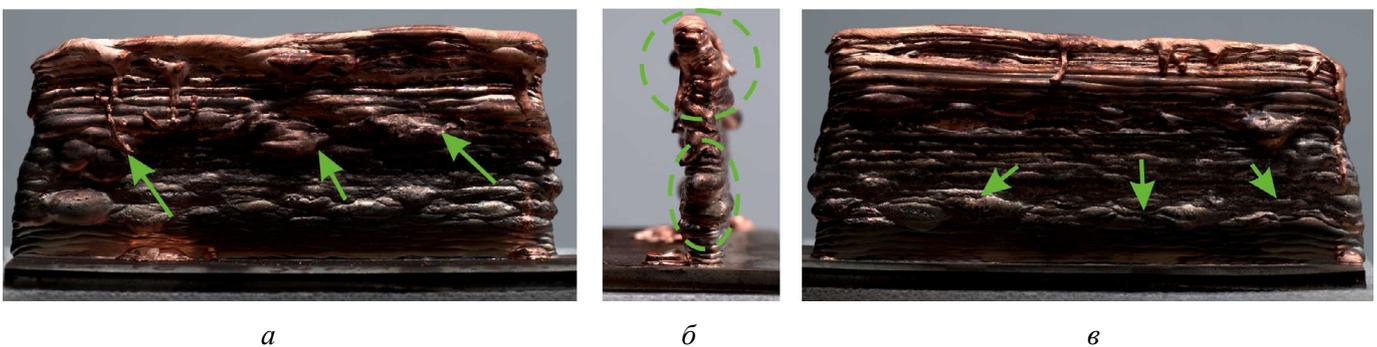


Рис. 13. Изображения дефектов во время нанесения медной проволоки, возникающих при некорректно подобранных параметрах изготовления биметаллов с использованием метода ЭЛАП

Fig. 13. Defects observed during copper wire deposition in EBAM bimetal fabrication due to improperly selected parameters

Таким образом, опираясь на свойства используемых материалов, изменение технологических параметров необходимо для изготовления бездефектных металлических изделий методами аддитивного производства (рис. 14, 15).

## Выводы

1. Методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства получены бездефектные образцы композиционных материалов из медного сплава и железного сплава. Для полу-



Рис. 14. Внешний вид бездефектных биметаллических образцов с резким (а) и плавным (б) интерфейсом при корректно подобранных параметрах во время изготовления методом ЭЛАП

Fig. 14. Defect-free bimetallic samples fabricated by EBAM with optimal parameters: a – sharp interface; б – smooth interface

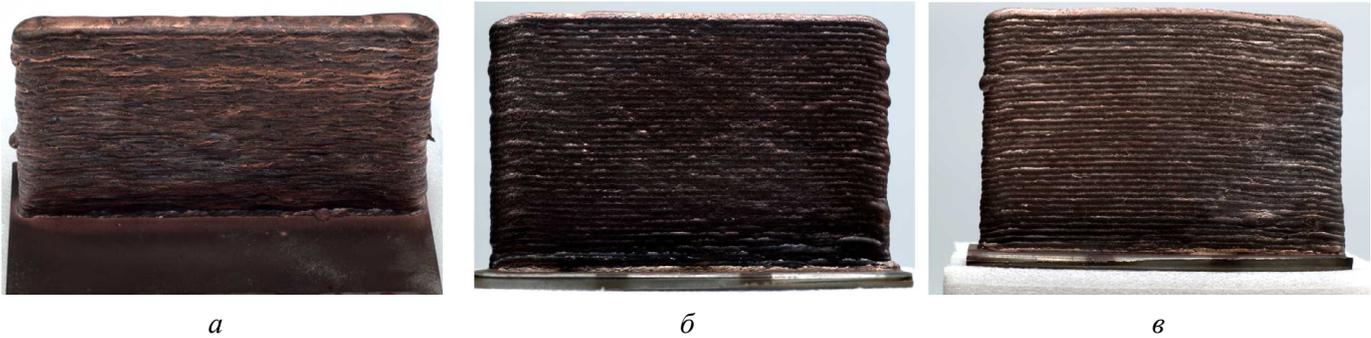


Рис. 15. Внешний вид бездефектных композитов сталь-медь:

*a* – 10 % стали; *б* – 25 % стали; *в* – 50 % стали

Fig. 15. Defect-free steel-copper composites:

*a* – 10 % steel; *б* – 25 % steel; *в* – 50 % steel

чения гетерогенных материалов осуществлялась одновременная и непрерывная подача металла в зону 3D-печати сразу из двух проволочных датчиков.

2. Установлено, что скорость перехода между разнородными материалами наследуется в скорости изменения значений тепловложения в зависимости от слоя. Для получения резкого интерфейса между железным и медным сплавами необходимо резко снижать значения тепловложения с 0,38 до 0,20 кДж/мм. При формировании плавного интерфейса необходимо медленно уменьшать значение тепловложения.

3. При аддитивном производстве гетерогенных композитов с одновременной подачей разнородных материалов происходит сложный процесс смешивания компонентов в жидком состоянии и кристаллизация в расплаве.

4. При близком соотношении объемных долей в гетерогенных образцах композиционного образца системы медного сплава и железного сплава необходимо использовать непрерывный тип подачи. При сильном различии в соотношении объемных долей в гетерогенных образцах композиционного образца системы медного сплава и железного сплава необходимо использовать дискретный тип подачи.

### Список литературы

1. Multimaterial powder bed fusion techniques / M. Mehrpouya, D. Tuma, T. Vaneker, M. Afrasiabi, M. Bambach, I. Gibson // *Rapid Prototyping Journal*. – 2022. – Vol. 28 (11). – P. 1–19. – DOI: 10.1108/RPJ-01-2022-0014.

2. *Zadpoor A.A.* Additively manufactured metallic porous biomaterials // *Journal of Materials Chemistry B*. –

2019. – Vol. 7 (26). – P. 4088–4117. – DOI: 10.1039/C9TB00420C.

3. Influence of processing parameters on the characteristics of stainless steel/copper laser welding / S. Chen, J. Huang, J. Xia, X. Zhao, S. Lin // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 222. – P. 43–51. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.03.003.

4. Hybrid parts produced by deposition of 18Ni300 maraging steel via selective laser melting on forged and heat treated advanced high strength steel / L. Kučerová, I. Zetková, Š. Jeníček, K. Burdová // *Additive Manufacturing*. – 2020. – Vol. 32. – P. 101108. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101108.

5. First-principles residual resistivity using a locally self-consistent multiple scattering method / V. Raghuraman, M. Widom, M. Eisenbach, Y. Wang // *Physical Review B*. – 2024. – Vol. 109. – P. 104204. – DOI: 10.1103/PhysRevB.109.104204.

6. *Wittenburg K.* Specific instrumentation and diagnostics for high-intensity hadron beams // *CERN Yellow Reports*. – Geneva, 2013. – P. 251–308. – DOI: 10.5170/CERN-2013-001.251.

7. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms / D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe // *International Materials Reviews*. – 2012. – Vol. 57 (3). – P. 133–164. – DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.

8. Understanding thermal behavior in the LENS process / M.L. Griffith, M.E. Schlienger, L.D. Harwell, M.S. Oliver, M.D. Baldwin, M.T. Ensz, M. Essien, J. Brooks, C.V. Robino, J.E. Smugeresky, W.H. Hofmeister, M.J. Wert, D.V. Nelson // *Materials & Design*. – 1999. – Vol. 20 (2–3). – P. 107–113. – DOI: 10.1016/S0261-3069(99)00016-3.

9. *Angehrn N., Pagonakis I.G.* A novel electron gun design approach with an externally assembled anode // *IEEE Transactions on Electron Devices*. – 2023. – Vol. 70 (11). – P. 5934–5939. – DOI: 10.1109/TED.2023.3317367.

10. Electron beam powder bed fusion of  $\gamma$ -titanium aluminide: effect of processing parameters on part density, surface characteristics, and aluminum content / J. Moritz, M. Teschke, A. Marquardt, L. Stepien, E. López, F. Brückner, M. Macias Barrientos, F. Walther, C. Leyens // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (7). – P. 1093. – DOI: 10.3390/met11071093.
11. A design of experiment approach for development of electron beam powder bed fusion process parameters and improvement of Ti-6Al-4V as-built properties / D. Braun, Y.I. Ganor, S. Samuha, G.M. Guttmann, M. Chonin, N. Frage, S. Hayun, E. Tiferet // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. – 2022. – Vol. 6 (4). – P. 90. – DOI: 10.3390/jmmp6040090.
12. Compositionally graded metals: a new frontier of additive manufacturing / D.C. Hofmann, J. Kolodziejaska, S. Roberts, R. Otis, R.P. Dillon, J.-O. Suh, Z.-K. Liu, J.-P. Borgonia // *Journal of Materials Research*. – 2014. – Vol. 29. – P. 1899–1910. – DOI: 10.1557/jmr.2014.208.
13. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polycrystalline materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumaevsky, E.G. Astafurova // *Physical Mesomechanics*. – 2022. – Vol. 25. – P. 479–491. – DOI: 10.1134/S1029959922060017.
14. Alloys-by-design: application to new superalloys for additive manufacturing / Y.T. Tang, C. Panwisawas, J.N. Ghousoub, Y. Gong, J. Clark, A. Németh, D.G. McCartney, R.C. Reed // *Acta Materialia*. – 2020. – Vol. 202. – P. 417–436. – DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.023.
15. Phase formation, microstructure, and mechanical properties of Ni-Cu bimetallic materials produced by electron beam additive manufacturing / K. Osipovich, D. Gurianov, A. Vorontsov, E. Knyazhev, A. Panfilov, A. Chumaevskii, N. Savchenko, S. Nikonov, V. Rubtsov, E. Kolubaev // *Metals*. – 2022. – Vol. 12. – P. 1931. – DOI: 10.3390/met12111931.
16. Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture / C. Tan, K. Zhou, W. Ma, L. Min // *Materials & Design*. – 2018. – Vol. 155. – P. 77–85. – DOI: 10.1016/j.matdes.2018.05.064.
17. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
18. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev, S.G. Psakhie // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 99. – P. 2353–2363. – DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.
19. Study on powder particle behavior in powder spreading with discrete element method and its critical implications for binder jetting additive manufacturing processes / S. Wu, Y. Yang, Y. Huang, C. Han, J. Chen, Y. Xiao, Y. Li, D. Wang // *Virtual and Physical Prototyping*. – 2023. – Vol. 18 (1). – P. 1–26. – DOI: 10.1080/17452759.2022.2158877.
20. Materials for additive manufacturing / D. Bourell, J.P. Kruth, M. Leu, G. Levy, D. Rosen, A.M. Beese, A. Clare // *CIRP Annals Manufacturing Technology*. – 2017. – Vol. 66. – P. 659–681. – DOI: 10.1016/j.cirp.2017.05.009.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

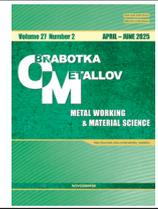
© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Manufacturing conditions of bimetallic samples based on iron and copper alloys by wire-feed electron beam additive manufacturing

Ksenia Osipovich<sup>a, \*</sup>, Evgeny Sidorov<sup>b</sup>, Andrey Chumaevskii<sup>c</sup>, Sergey Nikonov<sup>d</sup>, Evgeny Kolubaev<sup>e</sup>

Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>,  [osipovich\\_k@ispms.ru](mailto:osipovich_k@ispms.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0009-0009-2665-7514>,  [eas@ispms.ru](mailto:eas@ispms.ru);  
<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>,  [tch7av@gmail.com](mailto:tch7av@gmail.com); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5588-4718>,  [SergRFF@ispms.ru](mailto:SergRFF@ispms.ru);  
<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>,  [eak@ispms.tsc.ru](mailto:eak@ispms.tsc.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 09 April 2025  
 Revised: 17 April 2025  
 Accepted: 21 April 2025  
 Available online: 15 June 2025

#### Keywords:

Additive manufacturing  
 Wire-feed electron beam additive manufacturing (EBAM)  
 Sharp interface  
 Smooth interface  
 Heterogeneous structure  
 Heat input  
 Macrostructure

#### Funding

The investigation was supported by the Russian Science Foundation grant No. 24-72-00118.

### ABSTRACT

**Introduction.** Wire-feed electron beam additive manufacturing (EBAM) is a promising production technology, offering unprecedented control over interface design in composite materials, which is challenging to achieve using conventional methods. The ability to control localized metallurgical processes within the melt pool is a key advantage of EBAM technology. This study investigates the influence of key EBAM parameters (wire feed configuration, scanning strategies, and linear energy input) on achieving diverse interface designs in bimetallic samples composed of copper and iron-based alloys. Establishing the relationship between microstructure evolution and 3D printing parameters is of great importance for the development of EBAM. **The purpose of this study** is to elucidate the effects of fundamental EBAM process parameters (beam current, wire feed rate, heat input, scanning strategy, and intrinsic material properties) on the fabrication of high-quality copper-iron bimetallic samples exhibiting both sharp and smooth interfaces, as well as heterogeneous material distributions. **Research Methods.** This study heavily emphasizes experimental investigations to optimize the EBAM process. Bimetallic samples featuring sharp interfaces, smooth interfaces, and heterogeneous microstructures, based on copper and iron alloys, were fabricated using wire-feed EBAM. The study analyzed the values of heat input depending on the layer being deposited; the wire feed rate depending on the material used, and the types of printing strategies depending on the ratio of dissimilar materials in bimetallic samples. A Pentax K-3 digital camera, equipped with a 100 mm focal length lens, was employed for high-resolution visual inspection and quality assessment of the fabricated bimetallic samples with varying interface designs. **Results and discussion.** Based on an in-depth understanding of the factors governing electron beam-material interactions, this work systematically details the potential for creating components with controlled sharp or smooth interfaces, as well as heterogeneous material architectures. Furthermore, the study briefly outlines process control methodologies aimed at minimizing defects, considering factors influencing melt pool dynamics, including the precise regulation of thermal conditions during 3D printing process. A fixed heat input was prescribed for each material to achieve a sharp interface morphology: specifically, 0.09 kJ/mm for the deposition of M1 copper layers, which is 2.5 times lower than the heat input used for depositing Cu-9 Al-2 Mn copper alloy layers. Similarly, a heat input of 0.17 kJ/mm was used for 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti stainless steel layers, which is 1.5 times lower than that for 0.09 C-2 Mn-Si steel alloy layers. In contrast, the fabrication of smooth interfaces relied on dynamically adjusting the heat input and wire feed rates as a function of the layer being deposited and the target composition. The formation of heterogeneous structures required the use of tailored scanning strategies during EBAM, depending on the volume fraction of dissimilar alloys deposited via the wire feedstock. The successful fabrication of defect-free copper-iron bimetallic samples was achieved through careful control of the EBAM process.

**For citation:** Osipovich K.O., Sidorov E.A., Chumaevskii A.V., Nikonov S.N., Kolubaev E.A. Manufacturing conditions of bimetallic samples based on iron and copper alloys by wire-feed electron beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 142–158. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-142-158. (In Russian).

### References

1. Mehrpouya M., Tuma D., Vaneker T., Afrasiabi M., Bambach M., Gibson I. Multimaterial powder bed fusion techniques. *Rapid Prototyping Journal*, 2022, vol. 28 (11), pp. 1–19. DOI: 10.1108/RPJ-01-2022-0014.
2. Zadpoor A.A. Additively manufactured metallic porous biomaterials. *Journal of Materials Chemistry B*, 2019, vol. 7 (26), pp. 4088–4117. DOI: 10.1039/C9TB00420C.
3. Chen S., Huang J., Xia J., Zhao X., Lin S. Influence of processing parameters on the characteristics of stainless steel/copper laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 222, pp. 43–51. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.03.003.

#### \* Corresponding author

Osipovich Kseniya S., Ph.D. (Physics and Mathematics)  
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,  
 2/4, pr. Akademicheskii,  
 634055, Tomsk, Russian Federation  
 Tel.: +7 999 499-57-53, e-mail: [osipovich\\_k@ispms.ru](mailto:osipovich_k@ispms.ru)

4. Kučerová L., Zetková I., Jeníček Š., Burdová K. Hybrid parts produced by deposition of 18Ni300 maraging steel via selective laser melting on forged and heat treated advanced high strength steel. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 32, p. 101108. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101108.
5. Raghuraman V., Widom M., Eisenbach M., Wang Y. First-principles residual resistivity using a locally self-consistent multiple scattering method. *Physical Review B*, 2024, vol. 109, p. 104204. DOI: 10.1103/PhysRevB.109.104204.
6. Wittenburg K. Specific instrumentation and diagnostics for high-intensity hadron beams. *CERN Yellow Reports*. Geneva, 2013, pp. 251–308. DOI: 10.5170/CERN-2013-001.251.
7. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 2012, vol. 57 (3), pp. 133–164. DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.
8. Griffith M.L., Schlienger M.E., Harwell L.D., Oliver M.S., Baldwin M.D., Ensz M.T., Essien M., Brooks J., Robino C.V., Smugeresky J.E., Hofmeister W.H., Wert M.J., Nelson D.V. Understanding thermal behavior in the LENS process. *Materials & Design*, 1999, vol. 20 (2–3), pp. 107–113. DOI: 10.1016/S0261-3069(99)00016-3.
9. Angehrn N., Pagonakis I.G. A novel electron gun design approach with an externally assembled anode. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 2023, vol. 70 (11), pp. 5934–5939. DOI: 10.1109/TED.2023.3317367.
10. Moritz J., Teschke M., Marquardt A., Stepien L., López E., Brückner F., Macias Barrientos M., Walther F., Leyens C. Electron beam powder bed fusion of  $\gamma$ -titanium aluminide: effect of processing parameters on part density, surface characteristics, and aluminum content. *Metals*, 2021, vol. 11 (7), p. 1093. DOI: 10.3390/met11071093.
11. Braun D., Ganor Y.I., Samuha S., Guttman G.M., Chonin M., Frage N., Hayun S., Tiferet E. A design of experiment approach for development of electron beam powder bed fusion process parameters and improvement of Ti-6Al-4V as-built properties. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2022, vol. 6 (4), p. 90. DOI: 10.3390/jmmp6040090.
12. Hofmann D.C., Kolodziejska J., Roberts S., Otis R., Dillon R.P., Suh J.-O., Liu Z.-K., Borgonia J.-P. Compositionally graded metals: a new frontier of additive manufacturing. *Journal of Materials Research*, 2014, vol. 29, pp. 1899–1910. DOI: 10.1557/jmr.2014.208.
13. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polymetallic materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25, pp. 479–491. DOI: 10.1134/S1029959922060017.
14. Tang Y.T., Panwisawas C., Ghossoub J.N., Gong Y., Clark J.W.G., Németh A.A.N., McCartney D.G., Reed R.C. Alloys-by-design: application to new superalloys for additive manufacturing. *Acta Materialia*, 2020, vol. 202, pp. 417–436. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.023.
15. Osipovich K., Gurianov D., Vorontsov A., Knyazhev E., Panfilov A., Chumaevskii A., Savchenko N., Nikonov S., Rubtsov V., Kolubaev E. Phase formation, microstructure, and mechanical properties of Ni-Cu bimetallic materials produced by electron beam additive manufacturing. *Metals*, 2022, vol. 12, p. 1931. DOI: 10.3390/met12111931.
16. Tan C., Zhou K., Ma W., Min L. Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture. *Materials & Design*, 2018, vol. 155, pp. 77–85. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.05.064.
17. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
18. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Savchenko N.L., Fortuna S.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Psakhie S.G. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 99, pp. 2353–2363. DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.
19. Wu S., Yang Y., Huang Y., Han C., Chen J., Xiao Y., Li Y., Wang D. Study on powder particle behavior in powder spreading with discrete element method and its critical implications for binder jetting additive manufacturing processes. *Virtual and Physical Prototyping*, 2023, vol. 18 (1), pp. 1–26. DOI: 10.1080/17452759.2022.2158877.
20. Bourell D., Kruth J.P., Leu M., Levy G., Rosen D., Beese A.M., Clare A. Materials for additive manufacturing. *CIRP Annals Manufacturing Technology*, 2017, vol. 66, pp. 659–681. DOI: 10.1016/j.cirp.2017.05.009.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.