

Оригинальная статья

УДК 621:538.911:538.951

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-66-75

ФОРМИРОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ И ДЕФЕКТОВ В СТРУКТУРЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

© 2023 г. А. В. Чумаевский, А. О. Панфилов, А. П. Зыкова, В. Е. Рубцов, Е. О. Княжев, К. С. Осипович, В. М. Семенчук, В. Р. Утяганова, С. Ю. Никонов, А. Р. Добровольский, Е. А. Колубаев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/4)

Аннотация. В работе представлены результаты исследований особенностей формирования дефектов и неоднородностей в композиционных материалах с металлической матрицей и биметаллических изделиях на основе разнородных металлов и сплавов при получении методом проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии. Основными дефектами при печати композитов и биметаллических элементов являются поры, микро- и макротрещины, а также расслоения различного типа. Из неоднородностей структуры можно выделить образующиеся агломераты порошковых частиц, вводимых одновременно с подачей проволоки; крупные фрагменты различных компонентов структуры; интерметаллидные прослойки. На эксплуатационные характеристики образцов данные элементы структуры могут оказывать негативное влияние, в том числе обуславливать резкое падение механических свойств. Основными причинами формирования дефектов различных типов являются несоблюдение оптимальных значений параметров процесса и концентрации компонентов, а также значительные отличия в плотности и температуре плавления структурных составляющих. Модификация процесса подачи материала в зону печати позволяет добиваться относительно однородной структуры различных композиционных материалов и отсутствия крупных дефектов.

Ключевые слова: электронно-лучевая аддитивная технология, подача двух проволок в ванну расплава, функционально-градиентный материал, композиционные материалы, механические свойства, биметаллические изделия

Благодарность: Исследования проводились с использованием оборудования Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН «НАНОТЕХ».

Финансирование. Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда № 22-19-00578.

Для цитирования: Чумаевский А.В., Панфилов А.О., Зыкова А.П., Рубцов В.Е., Княжев Е.О., Осипович К.С., Семенчук В.М., Утяганова В.Р., Никонов С.Ю., Добровольский А.Р., Колубаев Е.А. Формирование неоднородностей и дефектов в структуре композиционных материалов и функционально-градиентных биметаллических изделий, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 66–75. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-66-75](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-66-75)

Original article

FORMATION OF INHOMOGENEITIES AND DEFECTS IN THE STRUCTURE OF COMPOSITE MATERIALS AND FUNCTIONAL-GRADIENT BIMETALLIC COMPONENTS PRODUCED BY WIRE-BASED ELECTRON-BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

© 2023 A. V. Chumaevskii, A. O. Panfilov, A. P. Zykhova, V. E. Rubtsov, E. O. Knyazhev, K. S. Osipovich, V. M. Senemchuk, V. R. Utyaganova, S. Yu. Nikonov, A. R. Dobrvolskii, E. A. Kolubaev

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. The paper presents the results of studies of the formation of defects and inhomogeneities in composites with a metal matrix and bimetallic products based on dissimilar metals and alloys when obtained by wire additive electron-beam technology. The main defects in the production of composites and bimetallic elements are pores, micro- and macro-cracks, as well as stratifications of different types. From the inhomogeneities of the structure, it is mainly possible to distinguish the resulting agglomerates of powder particles introduced simultaneously with the wire feed, large fragments of different components of the structure and the resulting large intermetallic structures. These structural elements can have a negative influence on the strength properties of materials, cause a sharp drop in mechanical properties. The main reasons for the formation of defects of different types are non-compliance with the optimal values of the process parameters, excess of the optimal concentration of components, significant differences in the density and melting temperature of the structural components. Despite the presence of defects, the modification of the process of feeding the material into the printing zone makes it possible to achieve a relatively homogeneous structure of different composite materials and high values of mechanical properties.

Keywords: electron beam additive manufacturing, dual wire-feed technology, functional graded material, composite materials, mechanical properties, bimetallic components

Acknowledgements: The studies were carried out using the equipment of the Center for Collective Use of the ISPMS SB RAS "NANOTECH".

Funding: The work was supported by the Russian Science Foundation grant No. 22-19-00578.

For citation: Chumaevskii A.V., Panfilov A.O., Zykhova A.P., Rubtsov V.E., Knyazhev E.O., Osipovich K.S., Senemchuk V.M., Utyaganova V.R., Nikonov S.Yu., Dobrvolskii A.R., Kolubaev E.A. Formation of inhomogeneities and defects in the structure of composite materials and functional-gradient bimetallic components produced by wire-based electron-beam additive manufacturing. Bulletin of the Siberian State Industrial University. 2023, no.1 (43), pp. 66–75. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-66-75](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-66-75)

Введение

Современные технологии высокопроизводительного аддитивного получения материалов позволяют снизить затраты на получение изделий при 3D-печати по сравнению с дорогостоящими методами, основанными на подаче порошка в зону печати. К технологиям с высокой скоростью печати относятся дуговая и электронно-лучевая проволоочные аддитивные технологии. С помощью дуговой технологии с высокой производительностью и низкими затратами на процесс печати активно получают изделия из различных металлов и сплавов. Наиболее хорошо данная технология подходит для промышленного получения изделий с достаточно разнообразной формой (в том числе крупногабаритных) из алюминиевых сплавов, сталей и т.д. Технология электронно-лучевого аддитивного получения изделий наиболее применима для печати титановых, никелевых и прочих сплавов, для которых требуется относительно равномерное охлаждение при печати и работа в

вакуумной камере. Дополнительным преимуществом электронно-лучевой технологии является возможность ее использования для двухпроволочной печати с достаточно тонким дозированием компонентов, подаваемых в ванну расплава [1 – 3]. Благодаря этому возможно формирование биметаллических функционально-градиентных материалов [1, 2] и композиционных материалов различного типа [4]. Такие изделия все более актуальны для применения в различных отраслях промышленности ввиду сочетания эксплуатационных свойств, недоступных для получаемых традиционными технологиями материалов.

В настоящее время функционально-градиентные или композиционные материалы получают различными методами и технологиями аддитивного производства [5 – 8]. Их применение наиболее широко в авиационной и ракетно-космической сфере, в медицине, энергетике и др. [9 – 12]. Для получения композиционных матери-

алов с металлической матрицей применяются преимущественно технологии, основанные на подаче порошков в зону печати [13], при этом корректировка структуры в процессе печати является достаточно затруднительной. Использование проволоочной аддитивной электронно-лучевой технологии позволяет плавно регулировать состав и структуру композиционных материалов и функционально-градиентных биметаллических изделий [1, 2, 4]. Но в условиях печати по различным причинам в структуре таких изделий формируются неоднородности и дефекты разного структурно-масштабного уровня. Их образование может быть обусловлено рядом причин, которые связаны как с определенными свойствами используемых компонентов, так и с нестабильностью подачи проволоочных филаментов в ванну расплава. Для того, чтобы иметь возможности управления структурой материалов, получаемых методами аддитивных технологий, и избавиться от формирования дефектов, необходимо проведение исследований, направленных на определение особенностей формирования неоднородностей структуры и состава в процессе печати. В настоящей работе приведено сопоставление формирующихся дефектов при получении композиционных материалов и функционально-градиентных биметаллических изделий различного типа методом проволоочной аддитивной электронно-лучевой технологии.

Материалы и методы исследования

В настоящей работе сопоставлена структура композиционных материалов на основе бронзы БрАМц9-2, алюминиевого сплава АМг5 и меди марки М1, упрочненных никелевыми, титановыми, алюминиевыми сплавами, порошком вольфрама, железа и другими, а также биметаллических функциональных элементов на основе меди марки М1, никелевых сплавов Inconel625 и Udimet500 и стали 12Х18Н9Т, полученных методом аддитивной электронно-лучевой технологии (рис. 1).

Для получения композиционных материалов применяли схему, основанную на подаче в одну ванну расплава двух филаментов (рис. 1, а) и на совмещении подачи проволоочного филамента и порошка (рис. 1, б). Формирование биметаллических изделий проводили путем печати образцов в виде вертикальной стенки одним элементом поверх второго (рис. 1, в) и в виде двух параллельно напечатанных стенок (рис. 1, г).

Образец 1 получали на поверхности подложки 2 путем плавления проволоки 3, подаваемых через сопла 4, электронным пучком 5, вводимым от электронной пушки 6 через систему магнитной фокусировки 7. В результате в зоне печати формировалась ванна расплава 8 из плавящихся

проволок и оплавленной части предыдущего слоя. Структуру материала регулировали в процессе получения изделия за счет изменения скорости подачи проволоки от подающих устройств 9. Для получения изделий с комбинацией порошка и проволоки дополнительно устанавливалось подающее порошок устройство 10. После получения экспериментальных образцов из них электроэрозионным методом вырезали образцы для структурных исследований и механических испытаний (11 и 12). Структуру образцов исследовали на оптическом микроскопе Альтами МЕТ 1С, лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100 и растровом электронном микроскопе Zeiss LEO EVO 50 с приставкой для энергодисперсионного химического анализа.

Результаты и их обсуждение

В процессе печати при получении композиционных материалов с металлической матрицей неизбежно формируются неоднородности различного типа (рис. 2). Их образование может быть обусловлено разными причинами. Различия в температуре плавления бронзы БрАМц9-2 и никелевого сплава Inconel625 приводит в ряде случаев к формированию крупных фрагментов непроплавленного никелевого сплава в бронзовой матрице 2 (рис. 2, а). Интенсивное взаимодействие никеля и входящего в бронзу алюминия приводит к образованию по контуру таких фрагментов прослойки интерметаллидов 3 (рис. 2, а). На удалении от них образуется мелкодисперсная смесь интерметаллидных фаз и бронзовой матрицы 4 (рис. 2, б).

Различие в температуре плавления меди марки М1 и стали 12Х18Н9Т при получении композиционного материала на их основе приводит к аналогичной ситуации (рис. 2, б). Но, так как основные компоненты практически не растворимы между собой, в результате печати формируются только механические смеси меди и стали. При этом при достижении высокой концентрации стали (50 – 75 %) в композите происходит разделение материала на слои со стальной матрицей с частицами меди и слои из медной матрицы с частицами стали. В показанном материале на основе бронзы образование неоднородностей является достаточно незначительным в сравнении с общим объемом изделия. В материалах на основе меди неоднородность состава намного больше и относительно равномерное распределение упрочняющих фаз было достигнуто при введении 25 % стали. Таким образом, введение оптимального количества упрочняющего компонента позволяет получить более однородное распределение упрочняющих частиц в металлической матрице.

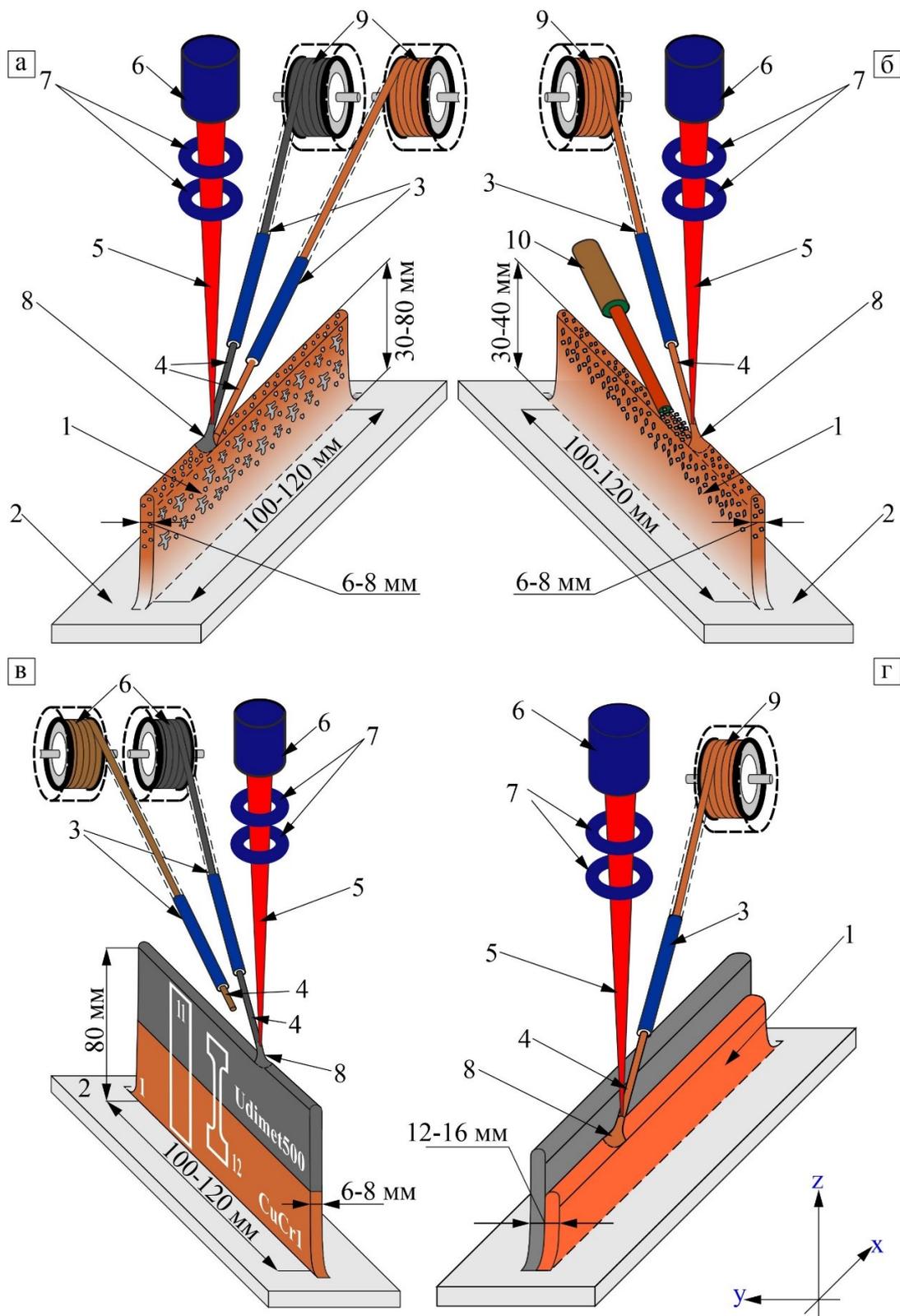


Рис. 1. Типичные схемы печати композиционных материалов за счет использования двухпроводной подачи (а) и введения порошков (б), схемы печати биметаллических изделий поочередным получением вертикальной стенки (в) и двух параллельных стенок (г) методом электронно-лучевой аддитивной технологии:

1 – образец; 2 – подложка; 3, 4 – подаваемые проволоки и сопла; 5 – электронный пучок; 6 – электронная пушка; 7 – система фокусировки; 8 – ванна расплава; 9 – проволокоподатчик; 10 – податчик порошкового материала; 11, 12 – образцы для структурных исследований и механических испытаний

Fig. 1. Typical printing schemes of composite materials due to the use of two-wire feed (a) and the introduction of powders (b), printing schemes of bimetallic products by alternative obtaining a vertical wall (c) and two parallel walls (d) by electron beam additive technology:

1 – sample; 2 – substrate; 3, 4 – feed wires and nozzles; 5 – electron beam; 6 – electron gun; 7 – focusing system; 8 – molten pool; 9 – wire feeder; 10 – powder feeder; 11, 12 – samples for structural studies and mechanical tests

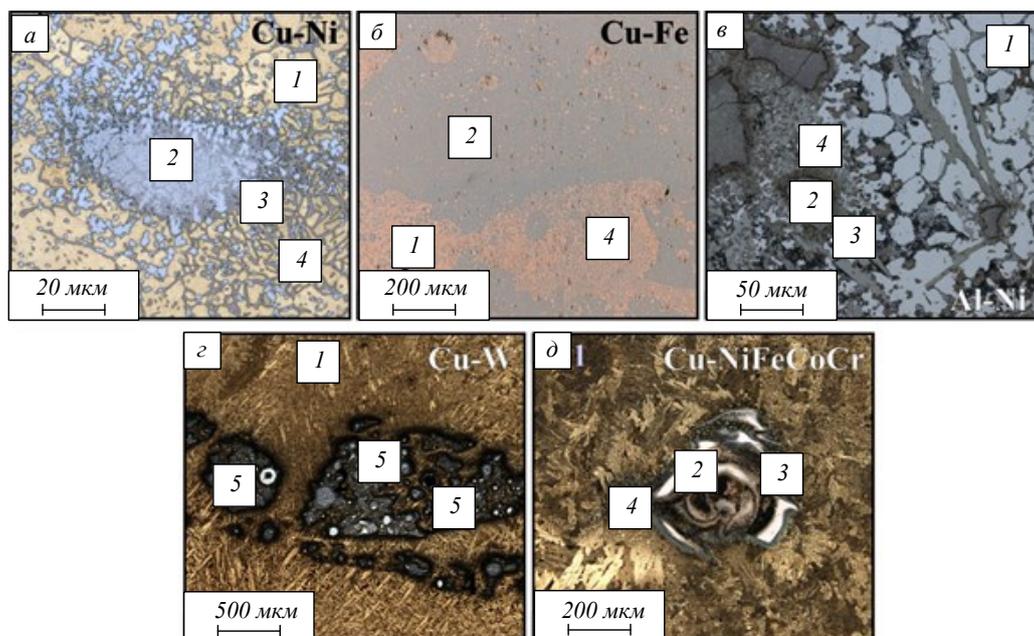


Рис. 2. Неоднородности структуры композиционных материалов на основе бронзы БрАМц9-2 (а, з, д), меди марки М1 (б), алюминиевого сплава АК5 (в) с упрочнением никелевым сплавом Inconel625 (а), Udimet500 (в), сталью 12Х18Н9Т (б), порошком W (з) и смесью порошков NiFeCoCr (д):

1 – металлическая матрица; 2 – крупный фрагмент вводимого компонента; 3 – интерметаллидные фазы; 4 – мелкодисперсная смесь упрочняющих частиц и металлической матрицы; 5 – агломераты нерасплавленного порошка

Fig. 2. Structural heterogeneities of composite materials based on bronze BrAMc9-2 (a, z, d), M1 grade copper (б), aluminum alloy AK5 (в) with hardening by nickel alloy Inconel625 (a), Udimet500 (в), steel 12Kh18N9T (б), powder W (z) and a mixture of NiFeCoCr powders (d):

1 – metal matrix; 2 – large fragment of the injected component; 3 – intermetallic phases; 4 – fine mixture of hardening particles and metal matrix; 5 – agglomerates of unalloyed powder

Введение в алюминиевый сплав АК5 никелевого сплава Udimet500 для получения сложносоставного композита на основе алюминиевой матрицы и алюминидов никеля приводит к образованию достаточно крупных фрагментов никеля (рис. 3, в). Этому способствует существенная разница между температурой плавления этих сплавов и значительно большая плотность никелевого сплава в сравнении с алюминиевым. В результате никелевый сплав кристаллизуется

значительно быстрее алюминия и образует крупные частицы каплеобразной формы в расплавленном алюминии и, впоследствии, в алюминиевой матрице. Формирования неоднородностей такого типа возможно избежать при оптимизации способа введения филаментов в ванну расплава.

При получении композиционных материалов на основе различных металлов и сплавов с введением порошков в ванну расплава могут образовываться дефекты несколько иного типа.

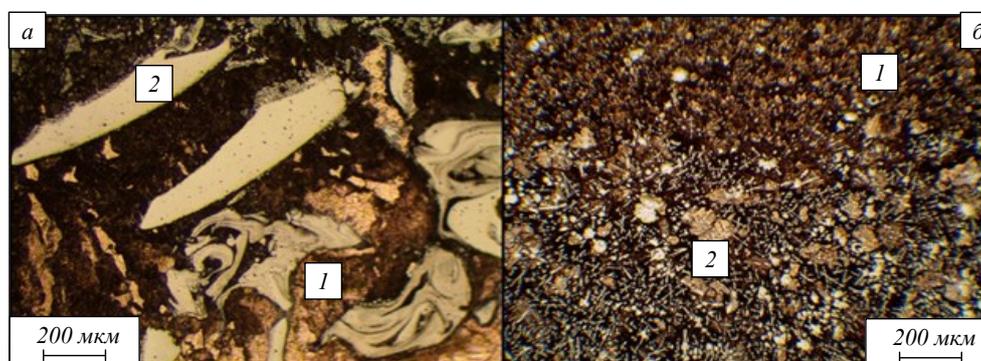


Рис. 3. Неоднородности строения переходной зоны при печати никелевого сплава Udimet500 над бронзой БрX1 (а) и при печати бронзы БрX1 над никелевым сплавом Udimet500 (б):

1 – бронза БрX1; 2 – фрагменты никелевого сплава Udimet500

Fig. 3. Inhomogeneities of transition zone structure when printing Udimet 500 nickel alloy over BrKh1 bronze (a) and when printing BrKh 1 bronze over Udimet500 nickel alloy (б):

1 – BrKh1 bronze; 2 – fragments of Udimet500 nickel alloy

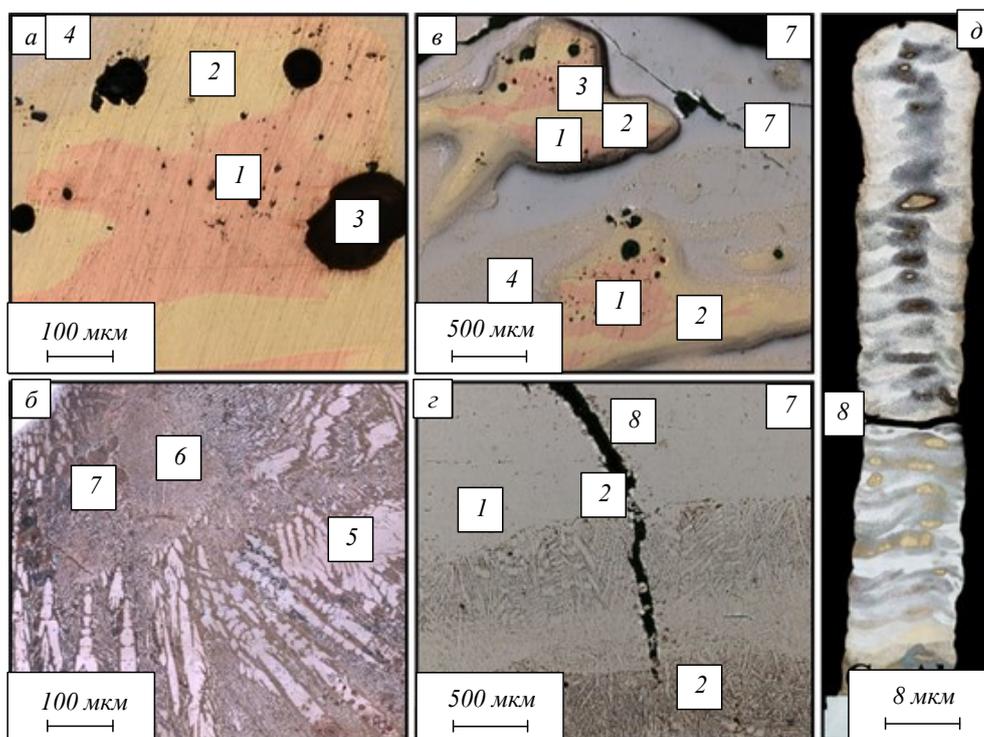


Рис. 4. Дефекты в структуре композиционных материалов на основе меди марки М1 (а – в, д), упрочненных алюминиевым сплавом АК12 (а, в, д) и титановым сплавом ВТ6 (б), и в биметаллическом изделии на основе никелевого сплава Х20Н80 и меди марки М1 (е):

1 – металлическая матрица; 2 – твердые растворы компонентов; 3 – поры; 4 – смесь интерметаллидов и твердых растворов; 5 – крупные дендриты интерметаллидов; 6 – эвтектические фазы; 7 – микротрещины; 8 – макротрещины и расслоения

Fig. 4. Defects in the structure of composite materials based on M1 copper (a – в, д), reinforced with aluminum alloy AK12 (a, в, д) and titanium alloy VT6 (б), and in the bimetallic product based on nickel alloy Kh20N80 and M1 copper (e):

1 – metal matrix; 2 – solid solutions of components; 3 – pores; 4 – a mixture of intermetallides and solid solutions; 5 – large dendrites of intermetallides; 6 – eutectic phases; 7 – microcracks; 8 – macro-cracks and delaminations

Например, при получении композитов на основе бронзы БрАМц9-2, модифицированной порошком вольфрама, различия в плотности порошка и температуры плавления приводят к образованию агломератов из порошковых частиц, осевших на дно ванны расплава в процессе печати (рис. 2, з). При этом достаточно большая объемная доля частиц распределяется более равномерно в объеме материала, но формирование неоднородностей такого типа существенно снижает прочностные свойства материала. Одним из способов устранения таких неоднородностей может служить ультразвуковое воздействие при печати.

При введении порошковых композиций сложного состава в материал, например, смеси порошков чистых металлов Ni, Fe, Co, Cr в соотношении 1:1:1:1 в бронзу БрАМц9-2, происходит образование неоднородностей как по распределению порошков в объеме изделия, так и по их соотношению в локальных участках образцов (рис. 2, д). Это связано с различиями по плотности и взаимной растворимости компонентов порошка между собой и с бронзовой матрицей. Устранение такого явления может быть достигнуто также за счет ультразвукового воздействия при печати.

Получение биметаллических функционально-градиентных изделий также сопровождается образованием неоднородностей различного типа в зоне структурного градиента. Например, при получении биметаллических изделий на основе меди марки М1 или бронзы БрХ1 с никелевым сплавом Udimet500, Inconel625 или со сталью 12Х18Н9Т возможно образование достаточно крупных фрагментов более тугоплавкого компонента в зоне структурного градиента. На рис. 3 представлены изображения участков переходной зоны при печати никелевым сплавом Udimet500 поверх бронзы БрХ1 (а) и при печати бронзой БрХ1 поверх никелевого сплава Udimet500 (б). Схема получения таких образцов представлена на рис. 1, в. При печати никелевым сплавом с большей температурой плавления по бронзе происходит замешивание крупных фрагментов никелевого сплава в граничную зону. При печати бронзой БрХ1 поверх никелевого сплава структура градиентной зоны за счет меньшей температуры плавления бронзы является более однородной. Но, по причине достаточно хорошей растворимости никеля в бронзе происходит его замешивание в твердый раствор на большую глубину (по данным энергодиспер-

сионного анализа). Избавиться от таких проблем удастся за счет печати двух параллельных стенок с поочередной печатью с прогревом никелевого сплава перед печатью бронзы (рис. 1, з). Таким образом, оптимизация подачи проволок в зону печати может способствовать избавлению от чрезмерного перемешивания компонентов как в виде крупных фрагментов, так и в виде твердорастворного внедрения одного компонента в другой.

При существенном отклонении параметров процесса печати или соотношения компонентов в композитах с металлической матрицей могут формироваться дефекты различного структурно-масштабного уровня (рис. 4). При печати композитов на основе элементов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии образуются интерметаллиды различного типа и могут формироваться дефекты. Например, при печати композиционных материалов на базе меди с введением алюминиевого или титанового сплава могут образовываться поры и трещины (рис. 4, а – в, д). Поры в таких материалах могут образовываться за счет кипения одного из компонентов при печати или выделения газа из меди с быстрой кристаллизацией, не позволяющей пузырькам выйти на поверхность (рис. 4, а, в). Их устранение возможно при оптимизации параметров процесса печати и развертки электронного пучка для недопущения перегрева компонента с наименьшей температурой плавления. В таком случае на проволоку материала с меньшей температурой плавления приходится меньшее воздействие электронного пучка.

Вторым видом дефектов являются микро- и макротрещины, образующиеся за счет различий в коэффициентах линейного расширения интерметаллидных фаз и металлической матрицы при охлаждении наносимых слоев (рис. 4, б, в, д). Интерметаллидные фазы достаточно хрупкие и сильно подвержены трещинообразованию. Такие трещины, образующиеся как в крупных интерметаллидных прослойках, так и по их границам, могут быть достаточно большого размера и практически разделять полученный образец на две части (рис. 4, д). Устранение таких дефектов возможно за счет оптимизации параметров процесса печати и, самое главное, подбора оптимальной концентрации компонентов в материале и недопущения значительных неоднородностей в их распределении.

При получении биметаллических композитов на основе бронзы БрХ1 или меди М1 с никелевыми сплавами Х20Н80, Udimet500 или Inconel625 возможно образование также микро- и макротрещин, которые распространяются вертикально от верхней части образца к нижней

(рис. 4, з). Их образование связано с различиями в значениях коэффициентов линейного расширения меди и никелевых сплавов и низкой пластичностью последних. Формирование более протяженных границ между компонентами, оптимизация параметров процесса печати и управление отводом тепла позволяют избежать формирования трещин при охлаждении биметаллических элементов такого типа.

Выводы

С использованием электронно-лучевой аддитивной технологии возможно получение широкого спектра композиционных материалов с металлической матрицей посредством введения в зону печати двух проволок с управляемой подачей филамента или за счет совмещения подачи проволоки и порошка в ванну расплава. Неизбежно при несоответствии параметров процесса или состава композиционных материалов формируются дефекты различного масштабного уровня. К таким дефектам относятся поры, трещины, расслоения и т.д. Неоднородности формирования материалов могут включать в себя как обогащенные и обедненные различными компонентами зоны, так и агломераты порошковых частиц. Формированию дефектов и неоднородностей способствуют значительное различие в плотности или температуре плавления компонентов, избыточное введение компонентов с образованием сплошных интерметаллидных прослоек и сопутствующим формированием трещин и расслоений, несоблюдение оптимальной схемы введения компонентов в ванну расплава и др. Избежать формирования дефектов и неоднородностей структуры получается за счет регулирования параметров процесса печати, управления геометрией введения проволочных филаментов в ванну расплава, оптимизации параметров процесса печати и состава композиционных материалов.

Для избавления от неоднородностей структуры после печати перспективным представляется применение дополнительных технологических операций, например, фрикционной перемешивающей обработки. Возможно снижение неоднородностей структуры за счет стабилизации процесса подвода филаментов в ванну расплава в процессе печати. В дальнейшем для управления структурой материалов и повышения их однородности при печати планируется использование ультразвукового воздействия в ванну расплава, что может снизить неоднородность распределения компонентов в металломатричных композитах даже при значительном различии плотности и температуры плавления вводимых в ванну расплава материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Utyaganova V., Filippov A., Tarasov S., Shamarin N., Gurianov D., Vorontsov A., Chumaevskii A., Fortuna S., Savchenko N., Rubtsov V., Kolubaev E. Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample // *Materials Characterization*. 2021. Vol. 172. Article 110867.
2. Osipovich K.S., Astafurova E.G., Chumaevskii A.V. et al. Gradient transition zone structure in “steel – copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing // *J. Mater Sci*. 2020. Vol. 55. P. 9258–9272.
3. Astafurova E.A., Astafurov S.V., Reunova K.A., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Structure Formation in Vanadium-Alloyed Chromium-Manganese Steel with a High Concentration of Interstitial Atoms C + N = 1.9 wt % during Electron-Beam Additive Manufacturing // *Physical Mesomechanic*. 2022. Vol. 25. No. 1. P. 1–11.
4. Chumaevskii A., Kalashnikova T., Gusarova A., Knjazhev E., Kalashnikov K., Panfilov A. The Structure Organization and Defect Formation of Cu-Al System Polymetallic Materials Produced by the Electron-Beam Additive Technology. In: 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE). 2020. P. 1294–1298.
5. Niendorf T., Leuders S., Riemer A., Brenne F., Tröster T., Albert Richard H., Schwarze D. Functionally Graded Alloys Obtained by Additive Manufacturing // *Advanced engineering materials*. 2014. Vol. 16. P. 857–861.
6. Muller P., Hascoet J.-Y., Mognol P. Toolpaths for additive manufacturing of functionally graded materials (FGM) parts // *Rapid Prototyping Journal*. 2014. Vol. 20. No. 6. P. 511–522.
7. Yi Su, Bo Chen, Caiwang Tan, Xiaoguo Song, Jicai Feng. Influence of composition gradient variation on the microstructure and mechanical properties of 316L/Inconel718 functionally graded material fabricated by laser additive manufacturing // *Journal of Materials Processing Technology*. 2020. Vol. 283. Article 116702.
8. Ghanavati R., Naffakh-Moosavy H. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials: A review of experimental and numerical studies // *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 13. P. 1628–1664.
9. Domack M.S., Baughman J.M. Development of Nickel-Titanium Graded Composition Components // *Rapid Proto. J*. 2004. Vol. 11. No. 1. P. 41–51.
10. Matsuo S., Watari F., Ohata N. Fabrication of a functionally graded dental composite resin post and core by laser lithography and finite element analysis of its stress relaxation effect on tooth root // *Dent. Mater. J*. 2021. Vol. 20. No. 4. P. 257–274.
11. Zhe Sun, Yuan-Hui Chueh, Lin Li. Multiphase mesoscopic simulation of multiple and functionally gradient materials laser powder bed fusion additive manufacturing processes // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 35. Article 101448.
12. Xiaoji Zhang, Yuan-hui Chueh, Chao Wei, Zhe Sun, Jiwang Yan, Lin Li. Additive manufacturing of three-dimensional metal-glass functionally gradient material components by laser powder bed fusion with insitu powder mixing // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 33. Article 101113.
13. Huang J., Liu G., Yu X., Wu H., Huang Y., Yu S., Fan D. Micro-structure regulation of titanium alloy functionally gradient materials fabricated by alternating current assisted wire arc additive manufacturing // *Materials & Design*. 2022. Vol. 218. Article 110731.
14. Chumaevskii A.V., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Zykova A.P., Gusarova A.V., Kalashnikov K.N., Vorontsov A.V., Savchenko N.L., Nikonov S.Y., Cheremnov A.M., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Production of Gradient Intermetallic Layers Based on Aluminum Alloy and Copper by Electron-beam Additive Technology // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2021. P. 19–31.

REFERENCES

1. Utyaganova V., Filippov A., Tarasov S., Shamarin N., Gurianov D., Vorontsov A., Chumaevskii A., Fortuna S., Savchenko N., Rubtsov V., Kolubaev E. Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample. *Materials Characterization*. 2021, vol. 172, article 110867.
2. Osipovich K.S., Astafurova E.G., Chumaevskii A.V. et al. Gradient transition zone structure in “steel – copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing. *J. Mater Sci*. 2020, vol. 55, pp. 9258–9272.
3. Astafurova E.A., Astafurov S.V., Reunova K.A., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Structure Formation in Vanadium-Alloyed Chromium-Manganese Steel with a High Concentration of Interstitial Atoms C + N = 1.9 wt % during Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanic*. 2022, vol. 25, no. 1, pp. 1–11.
4. Chumaevskii A., Kalashnikova T., Gusarova A., Knjazhev E., Kalashnikov K., Panfilov A. The

- Structure Organization and Defect Formation of Cu-Al System Polymetallic Materials Produced by the Electron-Beam Additive Technology. In: *7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE)*. 2020, p. 1294–1298.
5. Niendorf T., Leuders S., Riemer A., Brenne F., Tröster T., Albert Richard H., Schwarze D. Functionally Graded Alloys Obtained by Additive Manufacturing. *Advanced engineering materials*. 2014, vol. 16, pp. 857–861.
 6. Muller P., Hascoet J.-Y., Mognol P. Toolpaths for additive manufacturing of functionally graded materials (FGM) parts. *Rapid Prototyping Journal*. 2014, vol. 20, no. 6, pp. 511–522.
 7. Yi Su, Bo Chen, Caiwang Tan, Xiaoguo Song, Jicai Feng. Influence of composition gradient variation on the microstructure and mechanical properties of 316L/Inconel718 functionally graded material fabricated by laser additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2020, vol. 283, article 116702.
 8. Ghanavati R., Naffakh-Moosavy H. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials: A review of experimental and numerical studies. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021, vol. 13, pp. 1628–1664.
 9. Domack M.S., Baughman J.M. Development of Nickel-Titanium Graded Composition Components. *Rapid Proto. J.* 2004, vol. 11, no. 1, pp. 41–51.
 10. Matsuo S., Watari F., Ohata N. Fabrication of a functionally graded dental composite resin post and core by laser lithography and finite element analysis of its stress relaxation effect on tooth root. *Dent. Mater. J.* 2021, vol. 20, no. 4, pp. 257–274.
 11. Zhe Sun, Yuan-Hui Chueh, Lin Li. Multiphase mesoscopic simulation of multiple and functionally gradient materials laser powder bed fusion additive manufacturing processes. *Additive Manufacturing*. 2020, vol. 35, article 101448.
 12. Xiaoji Zhang, Yuan-hui Chueh, Chao Wei, Zhe Sun, Jiwang Yan, Lin Li. Additive manufacturing of three-dimensional metal-glass functionally gradient material components by laser powder bed fusion with insitu powder mixing. *Additive Manufacturing*. 2020, vol. 33, article 101113.
 13. Huang J., Liu G., Yu X., Wu H., Huang Y., Yu S., Fan D. Micro-structure regulation of titanium alloy functionally gradient materials fabricated by alternating current assisted wire arc additive manufacturing. *Materials & Design*. 2022, vol. 218, article 110731.
 14. Chumaevskii A.V., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Zykova A.P., Gusarova A.V., Kalashnikov K.N., Vorontsov A.V., Savchenko N.L., Nikonov S.Y., Cheremnov A.M., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Production of Gradient Intermetallic Layers Based on Aluminum Alloy and Copper by Electron-beam Additive Technology. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2021, pp. 19–31.
- Сведения об авторах**
- Андрей Валерьевич Чумаевский**, д.т.н., старший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: tch7av@gmail.com
ORCID: 0000-0002-1983-4385
- Александр Олегович Панфилов**, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: alexpl@ispms.ru
ORCID: 0000-0001-8648-0743
- Анна Петровна Зыкова**, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, заведующий лабораторией структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: zyковаар@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8779-3784
- Валерий Евгеньевич Рубцов**, к.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией контроля качества материалов и конструкций, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: rvy@ispms.ru
ORCID: 0000-0003-0348-1869
- Евгений Олегович Княжев**, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: clothoid@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0002-1984-9720
- Ксения Сергеевна Осипович**, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: osipovich_k@mail.ru
ORCID: 0000-0001-9534-775X
- Вячеслав Максимович Семенчук**, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: svm70@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0002-7215-0505
- Вероника Рифовна Утяганова**, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: filaret_2012@mail.ru
ORCID: 0000-0002-2303-8015

Сергей Юрьевич Никонов, к.ф.-м.н., ведущий инженер лаборатории физики упрочнения поверхности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: sergrff@ngs.ru
ORCID: 0000-0001-9431-0226

Артём Романович Добровольский, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: artdobrov@ispms.ru

Евгений Александрович Колубаев, д.т.н., заведующий лабораторией локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: eak@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0001-7288-3656

Information about the authors

Andrey V. Chumaevskii, *Cand. Sci. (Eng.)*, Senior Researcher of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: tch7av@gmail.com
ORCID: 0000-0002-1983-4385

Aleksandr O. Panfilov, *postgraduate student*, Junior researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: alexpl@ispms.ru
ORCID: 0000-0001-8648-0743

Anna P. Zyкова, *Cand. Sci. (Phys.-math.)*, Senior Researcher, Head of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: zyковаaap@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8779-3784

Valery E. Rubtsov, *Cand. Sci. (Phys.-math.)*, Leading Researcher, Head of the Laboratory for Quality Control of Materials and Structures, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: rvy@ispms.ru
ORCID: 0000-0003-0348-1869

Evgeny O. Knyazhev, *postgraduate student*, Junior Researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

Email: clothoid@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0002-1984-9720

Kseniya S. Osipovich, *Junior Researcher at the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies*, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: osipovich_k@mail.ru
ORCID: 0000-0001-9534-775X

Vyacheslav M. Senemchuk, *postgraduate student*, Junior Researcher at the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: svm70@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0002-7215-0505

Veronika R. Utyaganova, *Junior Researcher at the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies*, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: filaret_2012@mail.ru
ORCID: 0000-0002-2303-8015

Sergey Yu. Nikonov, *Cand. Sci. (Phys.-math.)*, Leading Engineer, Laboratory of Surface Hardening Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: sergrff@ngs.ru
ORCID: 0000-0001-9431-0226

Artem R. Dobrvolskii, *postgraduate student*, Junior researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: artdobrov@ispms.ru

Evgeny A. Kolubaeв, *Dr. Sci. (Eng.)*, Head of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: eak@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0001-7288-3656

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 11.12.2022

После доработки 27.02.2023

Принята к публикации 06.03.2023

Received 11.12.2022

Revised 27.02.2023

Accepted 06.03.2023