МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ / MATERIAL SCIENCE



УДК 621:538.911:538.951 **DOI** 10.17073/0368-0797-2023-2-197-205



Оригинальная статья Original article

Электронно-лучевое аддитивное производство композиционного сплава из нержавеющей стали и алюминиевой бронзы: микроструктура и механические характеристики

А. П. Зыкова , А. О. Панфилов, А. В. Чумаевский,

А. В. Воронцов, С. Ю. Тарасов

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

🖂 zykovaap@mail.ru

- Аннотация. Исследованы микроструктура, фазовый состав и механические характеристики композита сталь бронза, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства с одновременной подачей проволок алюминиевой бронзы БрАМц9-2 и нержавеющей стали 06X18Н9Т. Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что композит содержит 25 % (об.) алюминиевой бронзы и это приводит к формированию трехфазной структуры, состоящей из зерен γ-Fe, α-Fe и α-Cu. По данным сканирующей электронной микроскопии объемная доля аустенита, феррита и бронзы в композите сталь 25 % бронзы составляет 40,7, 35,7 и 23,6 % соответственно. Неравновесные условия процесса электронно-лучевого аддитивного производства приводят к выделению дисперсных частиц в зернах аустенита и феррита. В зернах аустенита выделяются дисперсионно упрочняемые частицы меди со средним размером частиц 40 нм, объемная доля которых составляет 47 %. В зернах феррита выделяются дисперсионно упрочняемые частицы NiAl с объемной долей 20 %, средний размер которых составляет 44 нм. Данные просвечивающей электронной микроскопии свидетельствуют о когерентном сопряжении решеток дисперсионно упрочняемых частиц с матрицей. Такая структура композита обеспечивает повышение предела текучести и предела прочности в среднем на 400 и 600 МПа по сравнению с пределом текучести и пределом прочности стали 06X18H9T, полученной электронно-лучевым аддитивным производством без добавления бронзы. Микротвердость композита в среднем составляет 2.2 ГПа, что на 0,4 ГПа выше, чем у стали 06X18H9T, полученной электронно-лучевым аддитивным производством без добавления бронзы.
- *Ключевые слова:* электронно-лучевая аддитивная технология, двухпроволочное аддитивное производство, алюминиевая бронза, аустенитная сталь, композит сталь бронза, микроструктура, механические свойства
- *Благодарности:* Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4 и государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, проект FWRW-2021-0012. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» Института физики прочности и материаловедения РАН.

Авторы выражают благодарность профессору А.И. Лоткову за ценные замечания, которые помогли улучшить статью.

Для цитирования: Зыкова А.П., Панфилов А.О., Чумаевский А.В., Воронцов А.В., Тарасов С.Ю. Электронно-лучевое аддитивное производство композиционного сплава из нержавеющей стали и алюминиевой бронзы: микроструктура и механические характеристики. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(2):197–205. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-197-205

ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING OF COMPOSITE ALLOY FROM STAINLESS STEEL AND ALUMINUM BRONZE: MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

A. P. Zykova[®], A. O. Panfilov, A. V. Chumaevskii,

A. V. Vorontsov, S. Yu. Tarasov

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

Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(2):197–205. Зыкова А.П., Панфилов А.О. и др. Электронно-лучевое аддитивное производство композиционного сплава из нержавеющей стали...

💌 zykovaap@mail.ru

- **Abstract**. The authors investigated the microstructure, phase composition and mechanical properties of the steel-bronze composite obtained by electron beam additive manufacturing with simultaneous supply of aluminum bronze wires BrAMc9-2 and stainless steel 06Kh18N9T. X-ray diffraction analysis revealed that the composite contains 25 % (vol.) of aluminum bronze, which leads to the formation of a three-phase structure consisting of γ -Fe, α -Fe and α -Cu grains. According to scanning electron microscopy, the volume fraction of austenite, ferrite and bronze in the steel 25 % bronze composite is 40.7, 35.7 and 23.6 %, respectively. Unstable conditions of the electron beam additive manufacturing process lead to the release of dispersed particles in austenite and ferrite grains. Dispersion-hardened copper particles with an average particle size of 40 nm, the volume fraction of which is 47 %, are isolated in austenite grains. Dispersion-hardened NiAl particles with a volume fraction of 20 % are isolated in ferrite grains, the average size of which is 44 nm. Transmission electron microscopy data indicate the coherent conjugation of arrays of dispersion-hardened particles with the matrix. Such a composite structure provides an increase in yield strength and tensile strength of 06Kh18N9T steel obtained by electron beam additive manufacturing without bronze addition. Microhardness of the composite is on average 2.2 GPa, which is 0.4 GPa higher than that of 06Kh18N9T steel obtained by electron beam additive manufacturing without bronze addition.
- *Keywords:* electron beam additive technology, two-wire additive manufacturing, aluminum bronze, austenitic steel, steel bronze composite, microstructure, mechanical properties
- Acknowledgements: The work was supported by the grant No. NSh-1174.2022.4 of the President of the Russian Federation for state support of leading scientific schools. The work was also performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, projects FWRW-2021-0012. The research was carried out using the equipment of the Research Center "Nanotech" of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences. The authors express their gratitude to Professor A.I. Lotkov for valuable comments on the article.
- For citation: Zykova A.P., Panfilov A.O., Chumaevskii A.V., Vorontsov A.V., Tarasov S.Yu. Electron beam additive manufacturing of composite alloy from stainless steel and aluminum bronze: Microstructure and mechanical properties. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(2):197–205. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-197-205

Введение

Одним из наиболее производительных методов аддитивного производства (АП) является электроннолучевое аддитивное производства (ЭЛАП) [1-3]. В качестве исходного сырья используется металлическая проволока, подача которой осуществляется в фокусное пятно электронного пучка. При плавлении проволоки образуется ванна расплава, далее наносимый слой кристаллизуется [4]. В отличие от порошковых методов ЭЛАП не позволяет изготавливать изделия сложной геометрии с небольшими (до 1 мм) размерами элементов, однако он обладает преимуществами, заключающимися в получении более качественных и бездефектных изделий, чего крайне проблематично достигнуть порошковыми технологиями [5; 6]. При изготовлении изделий методом ЭЛАП процесс протекает в условиях вакуума, что исключает попадание загрязнений в заготовку, окисление и устраняет газовую пористость получаемых материалов [7-9].

Аустенитная нержавеющая сталь благодаря своей превосходной коррозионной стойкости, высокотемпературным механическим свойствам и хорошей способности к обработке и сварке широко используется в химическом производстве, машиностроении, при производстве высокотемпературных болтов, ядерных реакторов. Изготовление стальных деталей сложной формы традиционными методами – сложный, дорогостоящий и трудоемкий процесс. Совершенствование АП может значительно ускорить и упростить производство деталей сложной формы, что приведет к снижению себестоимости продукции и положительно скажется на развитии многих отраслей промышленности. Но широкое использование АП ограничено некоторыми пробле-

мами: процессы АП характеризуются высокими температурными градиентами и скоростями охлаждения (зависящими как от этих градиентов, так и от повторных нагревов), что может приводить к формированию неоднородной структуры и фазового состава [10-12]. Изделия из нержавеющей стали, полученные селективным лазерным плавлением, анизотропны по структуре и механическим свойствам, что обусловлено высоким отношением ширины ванны расплава к толщине слоя [10-12]. Кроме того, такие изделия имеют и недоплавленные частицы порошка [13-15]. Избежать таких дефектов возможно при использовании технологии прямого лазерного спекания порошка нержавеющей стали с последующей пропиткой бронзой [16; 17]. Такая технология не только позволяет снизить пористость и повысить плотность образцов, но и приводит к повышению предела текучести и предела прочности изделий.

Получение изделий из нержавеющей стали методом проволочной ЭЛАП позволяет избежать возникновения газовой пористости, однако остаются проблемы с образованием крупных столбчатых зерен вследствие низких скоростей охлаждения. Кроме того, при первичной кристаллизации столбчатых зерен аустенита в междендритных пространствах может кристаллизоваться δ-феррит, наличие которого ухудшает коррозионную стойкость стали [6; 7; 9]. Улучшения механических свойств путем устранения столбчатых зерен и их измельчения в изделиях из нержавеющей стали можно достичь при использовании ультразвука при ЭЛАП [18]. При такой комбинированной технологии достигается снижение содержания δ-феррита на 2 %.

Поскольку существуют большие различия между металлургическими процессами при АП с использо-

ванием порошков и проволок, то возникает вопрос об особенностях структурообразования композита при непосредственном введении нержавеющей стали и алюминиевой бронзы в ванну расплава. В связи с этим целью настоящей работы являлось исследование структурно-фазового состояния и механических характеристик композита сталь-бронза, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства с одновременной подачей двух проволок.

Материалы и методы исследования

Методом ЭЛАП были получены заготовки композита сталь – 25 % бронзы размерами 80×120×8 мм. В качестве сырья использовались проволоки диаметром 1,6 мм из нержавеющей аустенитной стали марки 06Х18Н9Т и алюминиевой бронзы марки БрАМц9-2. В качестве подложки использовалась пластина из нержавеющей стали толщиной 10 мм. Схема процесса получения композита сталь - 25 % бронзы представлена на рис. 1. Для получения композита использовалась установка ЭЛАП, оснащенная двумя податчиками проволоки (рис. 1). Параметры наплавки: ускоряющее напряжение пучка 30 кВ; ток пучка изменялся при печати от 77 до 44 мА; скорость перемещения стола составляла 400 мм/мин. Необходимое процентное соотношение стали и бронзы поддерживалось во время наплавки автоматическим регулированием соответствующего соотношения скоростей подачи проволок. Скорость подачи проволок 06Х18Н9Т и БрАМц9-2 составляла 1300 и 250 мм/мин. В итоге был получен композит с объемным соотношением нержавеющая сталь:бронза 75:25.

Для исследования структурно-фазового состава и механических свойств образцы вырезались согласно схеме, представленной на рис. 1. Образцы композита сталь – 25 % бронзы подвергали традиционной пробоподготовке, включающей стадии шлифовки на наждачной бумаге (основа Al_2O_3) и полировки на алмазных пастах (с зернистостью 14/10, 3/2 и 1/0). Для выявления элементов микроструктуры полированную поверхность композита подвергали химическому травлению в реактиве: 30 мл HCl + 5 г FeCl₂–6H₂O + 60 мл H₂O.

Микроструктуру и химический состав образцов исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ, Thermo Fisher Scientific Apreo S LoVac), оснащенного энергодисперсионным спектрометром (EDS). Средний размер зерен определяли методом секущих [19]. Фазовый состав исследовали на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 (Со K_{α} -излучение). Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ, JEOL-2100) использовалась для выявления микроструктурных особенностей композита. Микротвердость измеряли методом Виккерса на микротвердость измеряли методом 100 г и шагом 1 мм. Испытания на одноосное растяжение проводили на универсальной

испытательной машине УТС-110М. Для испытаний на растяжение вырезали лопатки во взаимно перпендикулярных направлениях по схемам, представленным на рис. 1.

Результаты и обсуждение

По данным РФА композит сталь – 25 % бронзы состоит из γ-Fe, α-Fe и α-Cu (рис. 2). Таким образом можно предположить, что в результате сплавления нержавеющей стали и алюминиевой бронзы происходит превращение части аустенита в феррит.

По изображениям структур композита, полученным в режиме обратно-отраженных электронов (BSE) (то есть в режиме фазового контраста), можно видеть, что в микроструктуре композита сталь – 25 % бронзы присутствуют по крайней мере три фазы (рис. 3, *a*, *б*). Аустенит представлен светло-серыми дендритами (рис. 3, *б*). Элементный состав аустенитной фазы пропорционален составу исходной проволоки, но дополнительно обогащен примерно до 6 % Al и до 8 % Cu (ат.) (рис. 3, *б*; табл. 1, спектры 4 - 7). Средний размер зерен у-Fe составляет примерно 4,3 мкм.

Светлые области соответствуют твердому раствору на основе меди, что подтверждается картами распределения химических элементов (рис. 3, δ , ϵ). Согласно EDS анализу в твердом растворе на основе α -Си содержится примерно до 2 % Сг, 6 % Fe и 5 % Ni (ат.) (рис. 3, δ ; табл. 1, спектры l - 3). Средний размер зерен α -Си составляет примерно 3,1 мкм.

Между частицами α -Си располагаются темно-серые области, соответствующие пересыщенному твердому раствору хрома в α -Fe (рис. 3, δ). В процессе переме-



 Рис. 1. Схема печати композита сталь – 25 % бронзы и схема вырезки образцов для исследований:
 1, 2 – образцы для структурно-фазового исследования;
 3, 4 – образцы для испытаний на растяжение

Fig. 1. Deposition path of steel – 25 % bronze composite and scheme of samples cutting for examination: *1*, 2 – samples for microstructural and phase studies; *3*, 4 – samples for tensile tests



Рис. 2. Рентгенограмма композита сталь – 25 % бронзы





Рис. 3. РЭМ изображения в режиме BSE (a, δ) ; карты распределения алюминия, меди, марганца, никеля, железа, хрома (s - 3), снятых с участка δ : l - 10 - EDS спектры, снятые локально в указанных точках (табл. 1)

Fig. 3. SEM-BSE images (a, δ) , EDS element distribution maps (a - 3) from section δ : l - 10 - EDS spectra in selected points (Table 1)

Таблица 1

Данные EDS	анализа	композита	сталь –	- 25	%	бронзы
------------	---------	-----------	---------	------	---	--------

Содержание, % (ат.), элемента							Предполагаемая		
Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	фаза	
8,7	0,2	0,5	2,1	1,6	6,2	5,1	75,6	α-Cu	
9,6	0,5	0,4	1,7	1,6	5,5	4,7	76,0	α-Cu	
9,0	0,3	0,5	1,7	1,6	5,5	4,4	77,1	α-Cu	
3,2	0,5	0,8	16,1	1,4	62,2	8,2	7,6	γ-Fe	
3,2	0,6	0,7	16,1	1,4	62,8	8,2	7,0	γ-Fe	
3,2	0,6	0,7	17,0	1,5	62,0	7,0	8,0	γ-Fe	
5,5	0,7	0,5	13,0	1,4	64,2	6,7	8,0	γ-Fe	
3,0	0,8	0,5	22,7	1,5	65,9	4,0	1,7	α-Fe	
3,2	0,8	0,6	21,4	1,5	63,8	4,3	4,5	α-Fe	
3,4	0,8	0,6	21,7	1,6	63,8	4,5	3,7	α-Fe	
	A1 8,7 9,6 9,0 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,2 3,4	A1 Si 8,7 0,2 9,6 0,5 9,0 0,3 3,2 0,5 3,2 0,6 3,2 0,6 5,5 0,7 3,0 0,8 3,2 0,8 3,4 0,8	Al Si Ti 8,7 0,2 0,5 9,6 0,5 0,4 9,0 0,3 0,5 3,2 0,5 0,8 3,2 0,6 0,7 3,2 0,6 0,7 3,2 0,6 0,7 3,2 0,6 0,7 3,2 0,6 0,7 3,2 0,6 0,7 3,2 0,6 0,7 3,2 0,6 0,7 3,2 0,6 0,7 3,2 0,6 0,7 3,4 0,8 0,6	AlSiTiCr8,70,20,52,19,60,50,41,79,00,30,51,73,20,50,816,13,20,60,716,13,20,60,717,05,50,70,513,03,00,80,522,73,20,80,621,43,40,80,621,7	Al Si Ti Cr Mn 8,7 0,2 0,5 2,1 1,6 9,6 0,5 0,4 1,7 1,6 9,0 0,3 0,5 1,7 1,6 3,2 0,5 0,8 16,1 1,4 3,2 0,6 0,7 16,1 1,4 3,2 0,6 0,7 17,0 1,5 5,5 0,7 0,5 13,0 1,4 3,0 0,8 0,5 22,7 1,5 3,2 0,8 0,6 21,4 1,5 3,4 0,8 0,6 21,7 1,6	Al Si Ti Cr Mn Fe 8,7 0,2 0,5 2,1 1,6 6,2 9,6 0,5 0,4 1,7 1,6 5,5 9,0 0,3 0,5 1,7 1,6 5,5 3,2 0,5 0,8 16,1 1,4 62,8 3,2 0,6 0,7 16,1 1,4 62,8 3,2 0,6 0,7 17,0 1,5 62,0 5,5 0,7 0,5 13,0 1,4 64,2 3,0 0,8 0,5 22,7 1,5 65,9 3,2 0,8 0,6 21,4 1,5 63,8 3,4 0,8 0,6 21,7 1,6 63,8	Al Si Ti Cr Mn Fe Ni 8,7 0,2 0,5 2,1 1,6 6,2 5,1 9,6 0,5 0,4 1,7 1,6 5,5 4,7 9,0 0,3 0,5 1,7 1,6 5,5 4,4 3,2 0,5 0,8 16,1 1,4 62,2 8,2 3,2 0,6 0,7 16,1 1,4 62,8 8,2 3,2 0,6 0,7 17,0 1,5 62,0 7,0 5,5 0,7 0,5 13,0 1,4 64,2 6,7 3,0 0,8 0,5 22,7 1,5 65,9 4,0 3,2 0,8 0,6 21,4 1,5 63,8 4,3 3,4 0,8 0,6 21,7 1,6 63,8 4,5	Al Si Ti Cr Mn Fe Ni Cu 8,7 0,2 0,5 2,1 1,6 6,2 5,1 75,6 9,6 0,5 0,4 1,7 1,6 5,5 4,7 76,0 9,0 0,3 0,5 1,7 1,6 5,5 4,4 77,1 3,2 0,5 0,8 16,1 1,4 62,2 8,2 7,6 3,2 0,6 0,7 16,1 1,4 62,8 8,2 7,0 3,2 0,6 0,7 17,0 1,5 62,0 7,0 8,0 5,5 0,7 0,5 13,0 1,4 64,2 6,7 8,0 3,0 0,8 0,5 22,7 1,5 65,9 4,0 1,7 3,2 0,8 0,6 21,4 1,5 63,8 4,3 4,5 3,4 0,8 0,6 21,7 1,6 63,8 4,5 <	

Table 1. EDS spectra of the steel - 25% bronze composite obtained by SEM

шивания компонентов в ванне расплава, а также в твердом состоянии атомы никеля могут диффундировать и растворяться в α -Си. Это хорошо видно из карт распределения химических элементов (рис. 3, *e*, *з*), где частицы, принадлежащие ферриту, обедняются никелем (до 4 % (ат.)) и обогащаются хромом (до 22,7 % (ат.)). Средний размер зерен α -Fe составляет 3,3 мкм. По данным РЭМ объемная доля аустенита, феррита и бронзы в композите сталь – 25 % бронзы составляет 40,7, 35,7 и 23,6 % соответственно.

Карты распределения элементов также свидетельствуют о том, что в объеме аустенитных зерен содержатся частицы меди (рис. 3, e), а в областях α -Си присутствуют атомы никеля (рис. 3, e). Характерно расположение областей с повышенным содержанием атомов хрома на периферии аустенитных зерен, то есть вблизи областей α -Си (рис. 3, s), которые также обеднены по никелю по сравнению с основным фоном (рис. 3, e). Такое изменение величины хромоникелевого эквивалента происходит вследствие растворения атомов никеля в α -Си и приводит к образованию твердого раствора на основе феррита. Более детальное исследование микроструктуры композита сталь – 25 % бронзы методом ПЭМ показало, что внутри частиц α -Fe присутствуют сферические частицы NiAl (рис. 4, a - e). На границе между ферритом и бронзой формируются протяженные частицы NiAl, которые хорошо видны на темнопольном изображении (рис. 4, e). EDS анализ частиц NiAl подтверждает стехиометрический состав данной фазы (рис. 4, a, спектр 2; табл. 2). Средний размер частиц NiAl в α -Fe составляет 44 \pm 1,4 нм.

На рис. 4, ∂ представлен увеличенный фрагмент микроструктуры композита и микродифракция с прослойки между зернами аустенита и феррита. Микродифракция, полученная с прослойки, позволяет идентифицировать наличие ГЦК фазы с параметром решетки a = 3,60 Å, соответствующей как γ -Fe, так и α -Cu. Поскольку анализируемая область содержит большое количество меди (рис. 4, ∂ , спектр 4; табл. 2), можно утверждать, что это твердый раствор на основе меди, обогащенный атомами хрома, железа и никеля. Темнопольное изображение, полученное в рефлексе (11) α -Cu (рис. 4, e), свидетельствует о том, что

Таблица 2

Данные EDS анализа композита сталь – 25 % бронзы

Table 2. EDS spectra of steel – 25% bronze composite obtained by TEM

Стотт	Содержание, % (ат.), элемента								Предполагаемая
Спектр	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	фаза
1	5,7	1,1	1,7	20,7	0,9	57,7	6,5	5,7	α-Fe
2	41,8	-	1,3	0,8	2,1	6,9	38,3	8,7	NiAl
3	3,8	1,4	_	16,2	1,3	61,8	7,4	8,1	γ-Fe
4	10,7	_	_	0,9	1,4	3,6	5,6	77,8	α-Cu



Рис. 4. Светлопольное ПЭМ-изображение фрагмента микроструктуры композита сталь – 25 % бронзы (*a*, *г*); темнопольные изображения (*б*, *в*), полученные в рефлексах (00²)_{а-Fe} и (100)_{NiAl} на микродифракции с участка (*a*); светлопольное изображение (*d*) участка (*г*); темнопольное изображение (*e*) в рефлексе (111)_{ПIK}

Fig. 4. TEM bright-field images of microstructures of as-deposited steel – 25 % bronze (a, c); dark-field images (δ, e) obtained using $(00\overline{2})_{\alpha-Fe}$ and $(\overline{100})_{NiAI}$ reflections from the SAED pattern (a); bright-field image (∂) of section (c); dark-field image (e) obtained using $(111)_{FCC}$

в γ -Fe присутствуют мелкодисперсные частицы меди. Средний размер этих частиц составляет примерно 40 \pm 1,4 нм (рис. 4, *e*). Эти частицы предположительно могли быть сформированы в γ -Fe за счет уменьшения растворимости меди и выделения атомов меди из пересыщенного твердого раствора γ -Fe при охлаждении.

На рис. 5 представлены профили микротвердости стали марки 06Х18Н9Т и композита сталь – 25 % бронзы. Профиль распределения значений микротвердости стали 06Х18Н9Т скачкообразный, что связано с присутствием достаточно большой доли δ-феррита и неоднородностями дендритной микроструктуры [18]. Значения микротвердости композита сталь – 25 % бронзы в среднем достигают $2,2 \pm 0,03$ ГПа, что примерно на 0,4 ГПа выше, чем микротвердость стали, полученной ЭЛАП без добавления бронзы. Более высокие значения микротвердости (до 2,9 ГПа) композита сталь – 25 % бронзы связаны с попаданием индентора в зерна аустенита. Более низкие значения микротвердости (до 2 ГПа) соответствуют попаданию индентора на границу ферритно-бронзовых зерен (рис. 5).





Fig. 5. Microhardness distribution profiles for steel ER321 (●) and steel – 25 % bronze composite (□)

Таблица З

Механические свойства стали марки 06Х18Н9Т и композита сталь – 25 % бронзы, полученных ЭЛАП

Table 3. Mechanical properties of steel ER321 and steel – 25% bronze composite obtained by EBAM

Образец	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	Относительное удлинение, %	
06X18H9T	300 ± 15	610 ± 30	35 ± 2	
сталь – 25 % бронзы	840 ± 42	1200 ± 57	29 ± 2	

Значения механических характеристик композита сталь – 25 % бронзы представлены в табл. 3. Для сравнения, пределы текучести и прочности стали марки 06Х18Н9Т, полученной ЭЛАП без добавления бронзы, составляют примерно 300 и 610 МПа соответственно (табл. 3). Предел текучести и предел прочности композита сталь – 25 % бронзы повышаются до 840 ± 42 и 1200 ± 57 МПа соответственно. При этом значения относительного удлинения композита снижаются незначительно по сравнению с относительным удлинением стали марки 06Х18Н9Т (табл. 3).

Таким образом, в результате введения расплавов двух проволок в ванну произошло перемешивание и взаимная диффузия компонентов сплавов. Это привело к изменению никельхромового эквивалента и образованию зерен твердого раствора на основе α -Fe в областях γ -Fe, примыкающих к твердому раствору на основе α -Cu. При этом произошло обогащение феррита хромом, что и привело к $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению в результате охлаждения. В литературе также встречаются данные, подтверждающие $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при получении композиционных структур сталь – бронза проволочной дуговой аддитивной технологией [19; 20].

Выводы

Проведено исследование структуры и механических свойств композита, полученного при сплавлении 25 % (об.) алюминиевой бронзы БрАМц9-2 с аустенитной нержавеющей сталью в условиях электроннолучевой аддитивной плавки с одновременной подачей двух проволок. Исследования показали, что в композите сталь – 25 % бронзы формируется бездефектная трехфазная структура, состоящая из аустенита, феррита и бронзы. Преобладающими фазами в композите сталь – 25 % бронзы являются аустенит и феррит, дисперсионно-упрочненные частицами меди и NiAl соответственно. Полученный композит обладает повышенной микротвердостью (на 0,4 ГПа) по сравнению со сталью, полученной ЭЛАП без добавления бронзы. Увеличение предела текучести и предела прочности композита сталь – 25 % бронзы составило в среднем 400 и 600 МПа соответственно.

Список литературы / References

- Stawovy M.T. Comparison of LCAC and PM Mo deposited using Sciaky EBAMTM. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2018;73:162–167. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.02.009
- Madhavadas V., Srivastava D., Chadha U., Raj S.A., Sultan M.T.H., Shahar F.S., Shah A.U.M. A review on metal additive manufacturing for intricately shaped aerospace components. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. 2022;39:18–36.

https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2022.07.005

- Le V.T., Paris H. Impact of total build height and batch size on environmental performance of electron beam melting. *Procedia CIRP*. 2018;69:112–117. https://doi.org/10.1016/j.procir.2017.11.013
- 4. Galati M. Electron beam melting process: A general overview. In: *Handbooks in Advanced Manufacturing*. *Chapter* 8. 2021:277–301.

https://doi.org/10.1016/B978-0-12-818411-0.00014-8

- Yin Q., Chen G., Cao H., Zhang G., Zhang B., Wei S. Transformation law of microstructure evolution and mechanical properties of electron beam freeform fabricated 321 austenitic stainless steel. *Vacuum*. 2021;194:110594. https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110594
- Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Shamarin N.N., Fortuna S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;803:364–370. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.246
- Panin V.E., Narkevich N.A., Durakov V.G., Shulepov I.A. Control of the structure and wear resistance of a carbonnitrogen austenitic steel coating produced by electron beam cladding. *Physical Mesomechanics*. 2021;24:53–60. https://doi.org/10.1134/S1029959921010082
- Zykova A., Nikonov S., Utyaganova V., Shamarin N., Ivanov A., Chumaevskii A. Process control features of electronbeam additive manufacturing of austenitic stainless steel. *Procedia Structural Integrity*. 2020;30:216–223. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2020.12.033
- Wanjara P., Brochu M., Jahazi M. Electron beam freeforming of stainless steel using solid wire feed. *Materials & Design*. 2007;28(8):2278–2286.

https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.08.008

 Yadollahi A., Shamsaei N., Thompson S.M., Seely D.W. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2015;644:171–183.

https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.056

11. Suryawanshi J., Prashanth K.G., Ramamurtya U. Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2017;696:113–121. *https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.058*

 Casati R., Lemke J., Vedani M. Microstructure and fracture behavior of 316L austenitic stainless steel produced by selective laser melting. *Journal of Materials Science & Technology*. 2016;32(8):738–744.

https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.06.016

- 13. Narasimharaju S.R., Zeng W., See T.L., Zhu Z., Scott P., Jiang X., Lou S. A comprehensive review on laser powder bed fusion of steels: Processing, microstructure, defects and control methods, mechanical properties, current challenges and future trends. *Journal of Manufacturing Processes*. 2022; 75:375–414. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.12.033
- Leo P., D'Ostuni S., Perulli P., Sastre M.A.C., Fernández-Abia A.I., Barreiro J. Analysis of microstructure and defects in 17-4 PH stainless steel sample manufactured by Selective Laser Melting. *Procedia Manufacturing*. 2019;41:66–73. https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.07.030
- Cacace S., Demir A.G., Semeraro Q. Densification mechanism for different types of stainless steel powders in Selective Laser Melting. *Procedia CIRP*. 2017;62:475–480. https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.06.010
- 16. Lu S.L., Meenashisundaram G.K., Wang P., Nai S.M.L., Wei J. The combined influence of elevated pre-sintering and subsequent bronze infiltration on the microstructures and mechanical properties of 420 stainless steel additively manufactured via binder jet printing. *Additive Manufacturing*. 2020;34: 10126. https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101266

Pavankumar G., Elangovan M. Study on effect of post processing on Direct Metal LASER sintered 420 stainless steel infiltrated with bronze. *Materials Today: Proceedings*. 2018; 5(11):Part 3:24476–24485.

https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.10.244

- Vorontsov A., Astafurov S., Melnikov E., Moskvina V., Kolubaev E., Astafurova E. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration. *Materials Science and Engineering: A.* 2021;820: 141519. https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141519
- **19.** Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. *Металлофизика высокопрочных сплавов.* Москва: Металлургия; 1986:312.

Gol'dshtein M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. *Metallophysics of High-Strength Alloys*. Moscow: Metallurgiya; 1986: 312. (In Russ.).

Kucita P., Wang S.C., Li W.S., Cook R.B., Starink M.J. The effects of substrate dilution on the microstructure and wear resistance of PTA Cu–Al–Fe aluminium bronze coatings. *Wear.* 2019;440–441:203102.

https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203102

Tao X.P., Zhang S., Zhang C.H., Wu C.L., Chen J., Abdullah A.O. Effect of Fe and Ni contents on microstructure and wear resistance of aluminum bronze coatings on 316 stainless steel by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*. 2018;342:76–84.

https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.02.032

Сведения об авторах / Information about the Authors

Анна Петровна Зыкова, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, заведующий лабораторией структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0001-8779-3784 *E-mail:* zykovaap@mail.ru

Александр Олегович Панфилов, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0001-8648-0743 *E-mail:* alexpl@ispms.ru

Андрей Валерьевич Чумаевский, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН ORCID: 0000-0002-1983-4385

E-mail: tch7av@gmail.com

Андрей Владимирович Воронцов, к.т.н., научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН ORCID: 0000-0002-4334-7616 E-mail: vav@ispms.ru

Сергей Юльевич Тарасов, д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории физики упрочнения поверхности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН ORCID: 0000-0003-0702-7639 *E-mail:* tsy@ispms.ru Anna P. Zykova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher, Head of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8779-3784 *E-mail:* zykovaap@mail.ru

Aleksandr O. Panfilov, Postgraduate, Junior Researcher of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8648-0743 *E-mail:* alexpl@ispms.ru

Andrei V. Chumaevskii, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-1983-4385 *E-mail:* tch7av@gmail.com

Andrei V. Vorontsov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-4334-7616

E-mail: vav@ispms.ru

Sergei Yu. Tarasov, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher of the Laboratory of Physics of Surface Hardening, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0003-0702-7639 *E-mail:* tsy@ispms.ru Zykova A.P., Panfilov A.O., etc. Electron beam additive manufacturing of composite alloy from stainless steel and aluminum bronze ...

Вклад авторов	Contribution of the Authors
4 П Зыкоед – формирование основной концепции статьи пол-	A P 7vkova – formation of the main article concept preparation of
бор иллюстраций, расшифровка и анализ данных методом прос- вечивающей электронной микроскопии, описание результатов.	illustrations, interpretation and analysis of data by transmission elec- tron microscopy, calculation of contributions of individual hardening mechanisms.
А. О. Панфилов – выполнение исследований микроструктуры методом оптической микроскопии, обработка и анализ результа- тов микроструктурных исследований, проведение механических испытаний на растяжение.	<i>A. O. Panfilov</i> – investigation of microstructure by optical microscopy, analysis of the results of microstructural studies, performing mechanical tensile tests.
<i>А. В. Чумаевский</i> – выполнение исследований микроструктуры методом сканирующей электронной микроскопии, описание результатов.	<i>A. V. Chumaevskii</i> – investigation of microstructure by scanning electron microscopy, description of the results.
А. В. Воронцов – анализ данных рентгеноструктурного анализа, расчет вкладов отдельных механизмов упрочнения. С. Ю. Тарасов – анализ экспериментальных данных, доработка текста, формирование выводов, редактирование финальной версии статьи.	 A. V. Vorontsov – analysis of X-ray data, calculation of contributions of individual hardening mechanisms. S. Yu. Tarasov – analysis of experimental data, finalizing the text, writing conclusions, editing the article.
Поступила в редакцию 02.09.2022	Received 02.09.2022

Revised 04.10.2022

Accepted 17.10.2022

После доработки 04.10.2022

Принята к публикации 17.10.2022