



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние тепловложения на формирование покрытия из алюминиевой бронзы на нержавеющей стали при электронно-лучевой наплавке

Александр Елисеев ^{a,*}, Александр Панфилов ^b, Андрей Воронцов ^c, Анна Зыкова ^d, Андрей Черемнов ^e

Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0001-5273-9729>,  alan@ispms.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>,  alexpl@ispms.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>,  vav@ispms.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-8779-3784>,  zykovaap@mail.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>,  amc@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.186:621.791.011:669-1

История статьи:

Поступила: 23 июня 2026

Рецензирование: 03 июля 2026

Принята к печати: 16 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Алюминиевая бронза

Нержавеющая сталь

Электронно-лучевая наплавка

Микроструктура

Финансирование:

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001.

АННОТАЦИЯ

Введение. Актуальность исследования обусловлена необходимостью разработки технологий нанесения износостойких и коррозионно-стойких покрытий из алюминиевой бронзы на стальные поверхности для снижения массы и стоимости изделий при сохранении эксплуатационных характеристик в агрессивных средах, таких как морская вода. Традиционные методы нанесения (например, пайка или гальваника) не обеспечивают достаточную адгезию и не подходят для трибологических узлов, тогда как высокоэнергетические методы требуют точного контроля тепловложения и состава сплава для предотвращения образования дефектов и хрупких интерметаллидных фаз. **Целью работы** является исследование влияния тепловложения при электронно-лучевой наплавке на формирование покрытия из сплава БрАМц9-2 на нержавеющей стали. **Методология.** В работе использован метод электронно-лучевой наплавки одиночных капель на стальную подложку при трех режимах с различным током электронного пучка – 30, 45 и 60 мА (тепловложение 135, 202 и 270 Дж/мм). Проведены металлографический анализ, рентгенофазовый анализ, энергодисперсионная спектроскопия и измерение микротвердости по Виккерсу в поперечном сечении наплавленных капель. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что с увеличением тепловложения степень разбавления бронзы сталью возрастает от 2 до 59 %, глубина проплавления – от 0,06 до 2,43 мм, а микротвердость – от HV 156 до HV 343. При низком тепловложении наблюдается эпитаксиальный рост α -Cu и наличие фаз β' -Cu₃Al и γ -Cu₉Al₄, свидетельствующих о быстром охлаждении. При высоком тепловложении происходит интенсивное перемешивание расплавов, диффузия элементов и формирование железосодержащих включений, что приводит к доминированию фаз α -Cu, α -Fe и γ -Fe и подавлению хрупкой γ -фазы. Полученные результаты показывают, что контролируемое разбавление в условиях электронно-лучевой наплавки может быть использовано для целенаправленного легирования и упрочнения бронзовых покрытий, это обеспечивает высокую адгезию и улучшенные механические свойства без образования дефектов, характерных для других методов наплавки.

Для цитирования: Влияние тепловложения на формирование покрытия из алюминиевой бронзы на нержавеющей стали при электронно-лучевой наплавке / А.А. Елисеев, А.О. Панфилов, А.В. Воронцов, А.П. Зыкова, А.М. Черемнов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 70–82. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-70-82.

Введение

Алюминиевые бронзы относятся к высокопрочным и коррозионно-стойким медным сплавам, традиционно применяемым в морской технике и энергетике, где детали работают в условиях абразивного износа, кавитации и корро-

зии. Переход от массивных бронзовых деталей к стальным конструкциям с локальными слоями бронзы позволяет уменьшить массу конструкции, повысить ее жесткость и снизить стоимость, сохраняя необходимые трибологические и коррозионные свойства. Это особенно важно для гребных винтов, штампов и ответственных узлов, эксплуатируемых в морской воде, а также для прочих узлов трения [1].

Традиционные методы нанесения покрытий, такие как пайка, гальванические и химические способы, позволяют получать тонкие покрытия

*Адрес для переписки

Елисеев Александр Андреевич, к.т.н., н.с.

Институт физики прочности и материаловедения им. В. Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4,

634055, г. Томск, Россия

Тел.: +7 962 781-37-45, e-mail: alan@ispms.ru

со слабой адгезией к стали, поэтому не подходят для применения в трибологических узлах. Например, в работе [2] проводилась пайка сталей сплавом Cu-Ag в вакуумной печи. Этот метод позволил сформировать ровный слой, но с плохой адгезией. Проникновение меди в сталь составляло не более 5 мкм, при этом плакирующий слой обеднялся по меди и не модифицировался железом из подложки. В целом для надежного закрепления меди на стали необходимо высокоэнергетическое воздействие. В работе [3] показано, что при смачивании стали медью на границе раздела образуется сложная слоистая структура, содержащая оксидную пленку, в которой развиваются трещины. Различные химические и механические методы модификации поверхности перед смачиванием не помогли решить эту проблему. Поэтому для создания таких покрытий в настоящее время применяются высокоэнергетические методы наплавки – например, с использованием лазера или электрической дуги.

Лазерные методы, как правило, обеспечивают низкое разбавление, отсутствие дефектов, хорошую адгезию и возможность точечной модернизации свойств, однако чувствительны к отражательной способности бронзы и параметрам тепловложения, от которых зависит образование дендритных Fe-богатых фаз, горячих трещин и пористости [1, 4, 5].

Дуговые процессы технологичны и позволяют получать толстые слои. Например, в работе [6] изделия из проволоки Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn на пластине из нержавеющей стали AISI316L, прочность которых была выше прочности исходной бронзы. Однако при получении гибридных изделий из этих же материалов в работе [7] было обнаружено растрескивание подложки и затекание бронзы в трещины, что было оценено как негативное явление. При этом тепловложение ~170 Дж/мм не приводило к активному плавлению подложки. В целом данный метод нередко приводит к образованию ликвационных трещин [8]. Однако использование дуговой технологии холодного переноса металла (cold metal transfer) позволило избежать этих дефектов при формировании покрытий из алюминиевой бронзы на стали 27SiMn, аналогичной стали 25Г2С [9], и чугуна [10]. В последней работе было отмечено положительное влияние высокого тепловло-

жения (до 1134 Дж/мм) и разбавления (до 40 %) на адгезию покрытия.

Для алюминиевой бронзы с содержанием алюминия от 9 % при медленном охлаждении характерно образование хрупкой фазы γ -Cu₉Al₄, которая ухудшает механические свойства сплава [11]. Для предотвращения образования этой фазы в сплав добавляют железо и марганец, которые стабилизируют фазу β -Cu₃Al. Поэтому в большинстве работ для формирования покрытия часто используются алюминиевые бронзы с содержанием железа – например, сплавы системы Cu-Al-Ni-Fe-Mn. В работе [12] проводилась лазерная наплавка порошков алюминиевой бронзы с добавками железа и никеля на сталь AISI316. Авторы работы не избавились от γ -фазы полностью, хотя успешно стабилизировали часть β -фазы за счет добавки железа. Проплавления подложки не было, поэтому в покрытии присутствовали железосодержащие частицы, сформированные из состава порошка. Эти частицы приводили к повышению твердости, но оказалось, что твердость покрытия не всегда коррелирует с износостойкостью. В частности, самым износостойким было покрытие с содержанием железа и никеля по 1 %. Поэтому такие покрытия чувствительны к разбавлению, а избыточное содержание железа в них приводит к образованию избыточной интерметаллидной фазы k системы Cu-Al-Fe. Эта фаза улучшает механические свойства, но ухудшает износостойкость ввиду расслоения покрытия [13]. Строгий контроль разбавления существенно ограничивает диапазон допустимых технологических параметров и затрудняет их поиск. При этом недостаточное тепловложение может приводить к плохой адгезии покрытия и нежелательной мартенситной микроструктуре бронзы.

Стоит отметить, что печать крупногабаритных изделий методологически отличается от формирования покрытий. При формировании крупногабаритных изделий подложка почти всегда удаляется, а ее влияние почти всегда оценивается как негативное. При создании покрытий подложка сама является частью изделия, поэтому ее влияние не должно быть негативным. С этой точки зрения более эффективным может быть использование бронз без изначального содержания железа, чтобы разбавление покрытия железом из подложки не было негативным вли-

янием. Частично польза разбавления была продемонстрирована в работе [14]. При лазерном осаждении сплава системы Cu-Al-Fe на сталь AISI H13 авторы показали, что отсутствие переходной смешанной зоны между металлами является источником дефектов.

В настоящей работе применяется метод электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) для нанесения покрытия из алюминиевой бронзы БрАМц9-2 на нержавеющую сталь 12Х18Н10Т. Как правило, данная технология использовалась ранее для формирования крупногабаритных изделий из бронзы. Например, в работе [15] при помощи ЭЛАП получены композиционные изделия БрАМц9-2/06Х18Н9Т, прочность которых превышала прочность исходных сплавов. В работе [16] также при помощи этой технологии формировались изделия из никель-алюминиевой бронзы, обладавшие высокой прочностью и коррозионной стойкостью. Однако о влиянии стальной подложки на структуру покрытий из сплава БрАМц9-2 данных почти нет. **Цель настоящей работы:** исследование влияния тепловложения при электронно-лучевой наплавке на формирование покрытия из сплава БрАМц9-2 на нержавеющей стали. Для достижения указанной цели были поставлены и решены следующие задачи:

- получение образцов покрытий в виде одиночных капель из сплава БрАМц9-2 на подложке из стали 12Х18Н10Т методом электронно-лучевой наплавки с различным тепловложением;
- металлографические исследования полученных образцов и определение их геометрических параметров;
- определение фазового состава полученных образцов методом рентгеновской дифракции;
- исследование структуры полученных образцов методами растровой электронной микроскопии;
- установление влияния тепловложения на микротвердость полученных образцов.

Методика исследований

Исходным материалом для наплавки служила проволока алюминиевой бронзы БрАМц9-2 диаметром 1,6 мм. В качестве подложки использовался листовой прокат нержавеющей стали 12Х18Н10Т толщиной 5 мм. Данные материалы

по химическому и фазовому составу аналогичны сплавам CuAl9Mn2 и AISI321 в англоязычной научной литературе. Получение образцов выполнялось на экспериментальной установке электронно-лучевого аддитивного производства, оснащенной автоматическим податчиком проволоки. Осаждение бронзы на подложку осуществлялось в виде одиночных капель. Для получения образцов были выбраны три технологических режима с различным тепловложением. Варьировался ток электронного луча: 30, 45 и 60 мА, остальные технологические параметры были постоянными. Ускоряющее напряжение было равно 30 кВ, рабочий вакуум во время эксперимента составлял $\sim 10^{-5}$ Па, частота развертки – 100 Гц, форма развертки – окружность с диаметром 5 мм. Скорость подачи проволоки составляла 600 мм/мин, скорость движения подложки – 400 мм/мин. Соответственно с увеличением тока электронного луча тепловложение составляло 135, 202 и 270 Дж/мм. Тепловложение оценивалось как произведение ускоряющего напряжения U и тока электронного луча I , делённое на скорость движения подложки V , как указано в формуле для первого режима:

$$Q_{30} = \frac{UI}{V} = \frac{30\,000\text{ В} \cdot 0,03\text{ А}}{(400/60)\text{ мм/с}} = 135\text{ Дж/мм.} \quad (1)$$

Такой подход к оценке тепловложения используется прежде всего для сравнения режимов в этой работе и для сравнения с экспериментальными данными в других работах. Поэтому он не учитывает увеличение проплавления подложки и испарение металла. Схема получения образцов приведена на рис. 1, а.

Исследование структуры полученных образцов осуществлялось на оптическом микроскопе Olympus LEXT 4000 (Olympus Corporation, Япония) в поперечном сечении. Образцы для исследования структуры подвергались шлифованию на абразивных бумагах зернистостью до 2000 grit и далее полировались на сукне и алмазной пасте. Для выявления микроструктуры образцы подвергались химическому травлению в течение 2 с в растворе следующего состава: 30 мл HCl + 5 г FeCl₃ + 60 мл H₂O. Рентгенофазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-8 в двух участках поперечного сечения

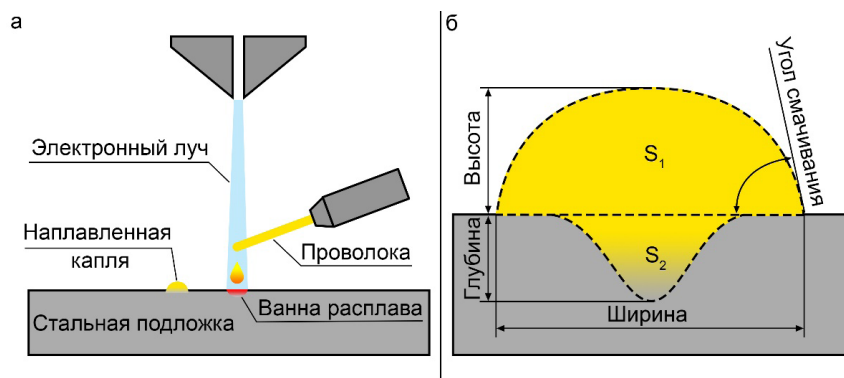


Рис. 1. Схема получения образцов в процессе электронно-лучевого аддитивного производства (а) и схема геометрических параметров наплавленной капли (б)

Fig. 1. Schematic of electron beam cladding (а) and schematic of a cladded droplet (б)

образцов: в верхней части капли и на границе с подложкой. Микротвердость измеряли на микротвердомере DURAMIN-5 (Struers, Denmark) по методу Виккерса с нагрузкой 100 г и временем выдержки 10 с при индентировании. Интервал между измерениями составлял 0,2 мм. Измерения проводились в поперечном сечении по всей высоте капли и на глубину около 1 мм от границы раздела.

Для определения влияния тока электронного луча на формирование капель проводилась оценка их геометрических характеристик: высоты капли, ширины, глубины проплавления, угла смачивания. Схема измерения геометрических параметров представлена на рис. 1, б. Анализировался также параметр разбавления R_D , который определяет, насколько объем наплавленной бронзы разбавлен сталью с подложки. Этот параметр оценивается геометрически как отношение площади расплавленной стали S_2 к суммарной площади капли и ванны расплава ($S_1 + S_2$) в поперечном сечении:

$$R_D = \frac{S_2}{S_1 + S_2} 100 \%. \quad (2)$$

Результаты и их обсуждение

В таблице ниже приведены результаты измерения геометрических параметров полученных образцов. Увеличение тока электронного пучка привело к увеличению ширины капли, глубины проплавления, ширины проплава, разбавления, а также к уменьшению высоты капли и угла смачивания. Часть из этих характеристик взаимозависима. Например, при повышении тока с 30 до 45 мА росло тепловыделение, что может привести к увеличению растекаемости капли по подложке, поэтому уменьшилась высота капли и увеличилась ее ширина. Однако дальнейшее повышение тока до 60 мА не привело к увеличению ширины капли при уменьшении ее высоты. Это может быть связано либо с разбрызгиванием жидкого металла в процессе печати, либо с частичным испарением бронзы, поскольку объем наплавленной бронзы был постоянный, а подложка – монолитной. Следов разбрызгивания вокруг наплавленных капель бронзы не наблюдалось.

Для подтверждения испарения была измерена площадь капель над поверхностью подложки

Геометрические параметры полученных образцов
Geometric characteristics of the cladded samples

Ток, мА	30	45	60
Высота капли, мм	$2,14 \pm 0,04$	$1,67 \pm 0,09$	$1,24 \pm 0,05$
Ширина капли, мм	$4,2 \pm 0,1$	$5,3 \pm 0,2$	$5,2 \pm 0,1$
Глубина проплава, мм	$0,06 \pm 0,01$	$0,44 \pm 0,01$	$2,43 \pm 0,09$
Ширина проплава, мм	$1,22 \pm 0,07$	$1,9 \pm 0,1$	$4,4 \pm 0,1$
Угол смачивания, град	$80,0 \pm 0,6$	$70,6 \pm 0,4$	38 ± 1
Разбавление, %	2 ± 1	$8,5 \pm 0,5$	$59,6 \pm 0,6$

в поперечном сечении (обозначена как S_1 на рис. 1). Для образцов, полученных при токе 30, 45 и 60 мА, площадь S_1 составила $6,8 \pm 0,1$, $6,0 \pm 0,1$ и $3,8 \pm 0,1$ мм² соответственно. Увеличение тепловложения, как показано в таблице, может приводить к увеличению проплавления, но не к уменьшению суммарного объема расплавленного металла, который заполняет ванну расплава и формирует каплю на поверхности. Таким образом, делается вывод о частичном испарении бронзы в процессе наплавки. С учетом большой разницы в температурах плавления бронзы и стали (около 1050 и 1400 °С соответственно) такой эффект закономерен. Испарение бронзы в процессе наплавки также могло привести к более существенному разбавлению капли.

На рис. 2 приведены металлографические изображения образцов в поперечном сечении. В нижней части капли (вблизи подложки), полу-

ченной при токе пучка 30 мА, наблюдается эпитаксиальный рост столбчатых зерен α -Cu, при этом в верхней части капли видны равноосные зерна. Внутри зёрен наблюдается видманштеттова структура. Эпитаксиальный рост столбчатых зерен связан с направленным отводом тепла в стальную подложку при затвердевании капли бронзы, поскольку процесс наплавки осуществляется в вакууме [17].

Анализ микроструктуры капли алюминиевой бронзы, сформированной электронным пучком при токе 45 мА, выявил присутствие железосодержащих включений глобулярной и розеткоподобной морфологии как в приповерхностном, так и в придонном слоях. Источником данных частиц выступает материал подложки из нержавеющей стали, который плавится и мигрирует в тело наплавленной капли. Совместное воздействие луча на стальную подложку и бронзу

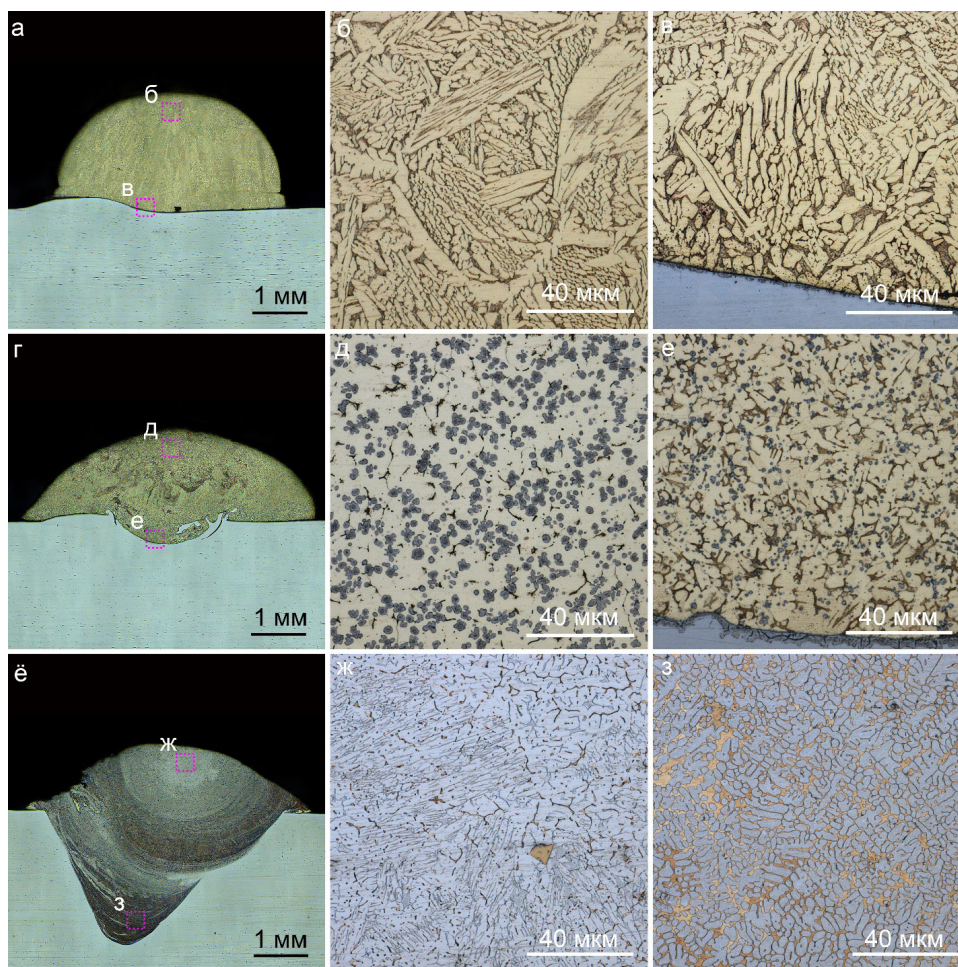


Рис. 2. Микроструктура образцов капель бронзы, наплавленных при токе электронного пучка 30 мА (а–в), 45 мА (г–е) и 60 мА (ё–з)

Fig. 2. Microstructure of bronze droplet samples clad at electron beam currents of 30 mА (a–в), 45 mА (г–е), and 60 mА (ё–з)

приводит их в жидкое состояние. Возникающие конвективные потоки Марангони обеспечивают перемешивание расплавов, однако из-за разницы в плотностях компонентов происходит их расслоение с вытеснением стали к верхней части капли [18]. Поскольку кристаллизация бронзового сплава начинается на дне сварочной ванны, то жидкая фаза стали обогащает верхние слои застывающей капли. Аналогичное явление наблюдалось при селективном лазерном плавлении оловянной бронзы C52400 и стали AISI316L в работе [19]. Количественный анализ подтверждает неравномерное распределение железосодержащих частиц: у основания капли их объемная доля составляет 6 ± 1 %, а в верхней части она возрастает до 20 ± 2 %. Размер железосодержащих частиц в нижней части капли составляет $1,1 \pm 0,2$ мкм. В верхней части капли наблюдается неоднородное распределение стали. Ввиду этого в некоторых областях с повышенным содержанием элементов подложки железистые частицы агломерируются и формируют дендритные структуры различных размеров. Размер глобулярных частиц в верхней части капли составляет $3,3 \pm 0,6$ мкм. Поскольку температура плавления и кристаллизации железа значительно выше, чем у меди, то железосодержащие частицы кристаллизуются раньше и препятствуют укрупнению структуры бронзы. В данном случае разбавление бронзы сталью привело к остановке эпитаксиального роста столбчатых зёрен.

Повышение тока электронного пучка до 60 мА привело к увеличению проплавления подложки, разбавлению бронзы в 59 % и образованию фрагментированной слоистой структуры. По всему объему капли наблюдается дендритная структура стали с прослойками бронзы в междендритном пространстве. Что характерно для всех образцов, на границе раздела ванны расплава наблюдался модифицированный слой стали не более 5 мкм, но не наблюдалось активного растрескивания стали и проникновения меди по границам стальных зёрен в результате жидкометаллического охрупчивания, а также эффекта Киркендалла [20].

На рис. 3 представлены результаты энергодисперсионного анализа железосодержащих частиц и бронзовой матрицы в образце, полученном при токе 45 мА. Элементный анализ показал, что в процессе наплавки имело место не только механическое перемешивание стали и бронзы, но также и взаимная диффузия. В частности, алюминий и марганец диффундировали в сталь, частично обеднив бронзу. В свою очередь, твердый раствор бронзы обогатился железом в количестве 3 %, никелем (около 2 %) и незначительным количеством хрома (около 0,5 %).

На рис. 4 представлены дифрактограммы каплей алюминиевой бронзы. В приповерхностном слое капли, сформированной при токе 30 мА, методами рентгенофазового анализа (РФА) идентифицировано присутствие трех структур-

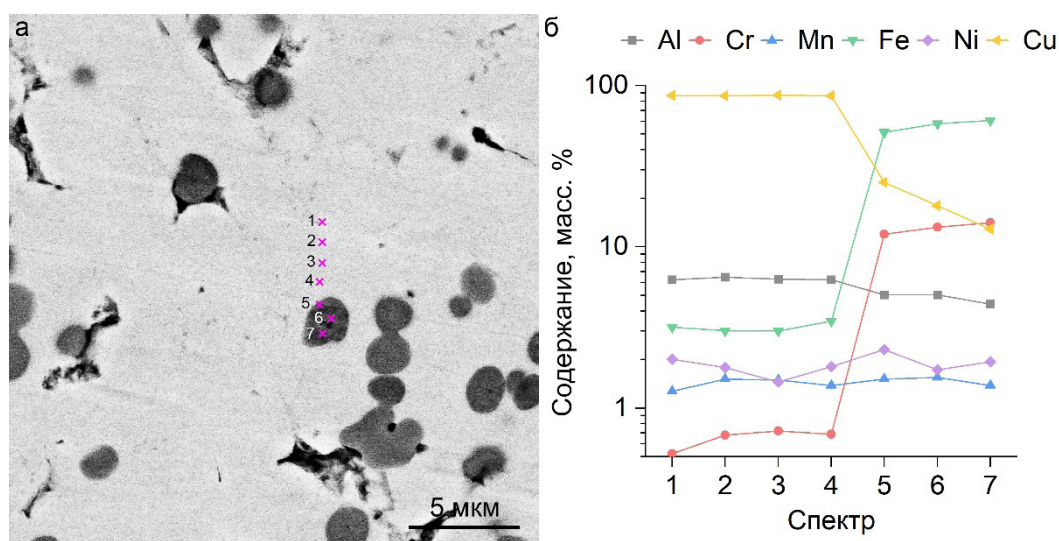


Рис. 3. РЭМ-изображение глобулярных частиц стали в структуре меди (а) и результаты энергодисперсионного анализа (б)

Fig. 3. SEM image of globular steel particles in the copper matrix (a) and the results of energy-dispersive X-ray spectroscopy (b)

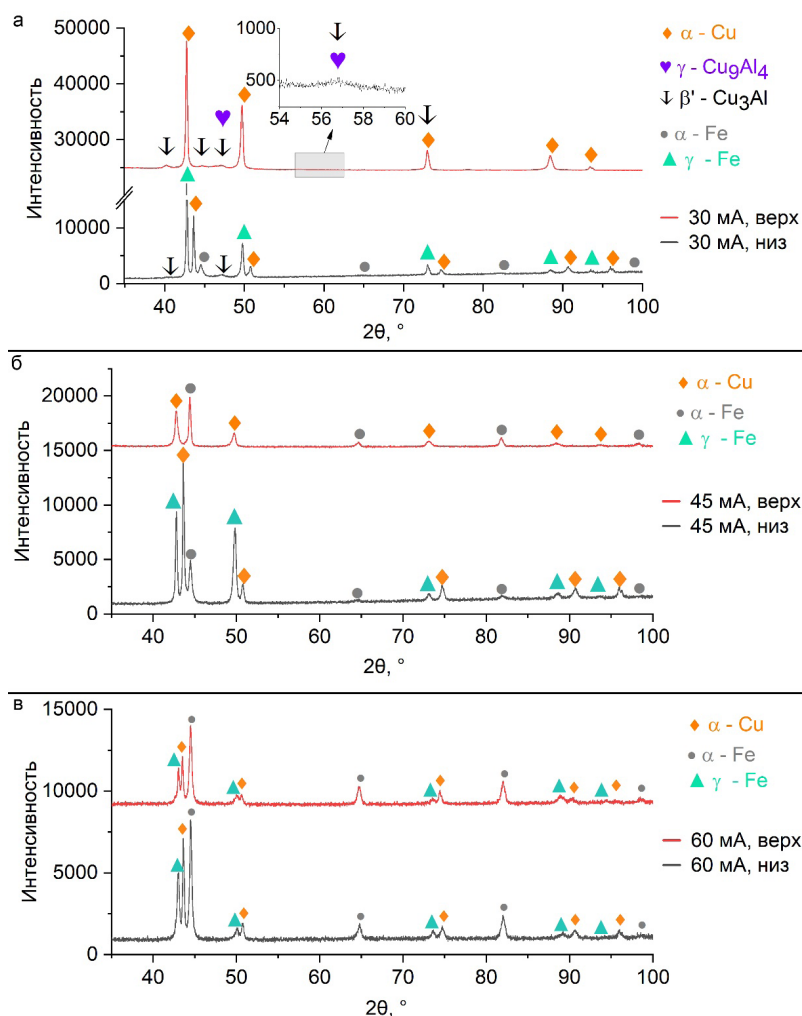


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы образцов, полученных при токе электронного луча 30 мА (а), 45 мА (б) и 60 мА (в)

Fig. 4. X-ray diffraction patterns of samples obtained at electron beam current of 30 mA (a), 45 mA (b), and 60 mA (c)

ных составляющих – доминирующей α -фазы (Cu), а также высокотемпературных модификаций β' (Cu_3Al) и γ (Cu_9Al_4). Сохранение метастабильной β' -фазы является индикатором большой скорости охлаждения, которая не позволила β -фазе полностью распасться на эвтектоидную смесь ($\alpha+\gamma$) [21]. Слабая интенсивность дифракционных максимумов фазы γ - Cu_9Al_4 указывает на ее незначительное содержание (около 4 %). В придонной зоне фаза γ - Cu_9Al_4 не образуется из-за более интенсивного теплоотвода, стимулирующего рост β' -фазы. Пики α -Fe и γ -Fe, зарегистрированные на дифрактограммах, принадлежат подложке из нержавеющей стали.

При увеличении тока до 45 мА фазовый состав верхней части капли упрощается до α -Cu и α -Fe, что полностью коррелирует с микроструктурным анализом, выявившим в данной об-

ласти железосодержащие включения. В нижнем сечении капли регистрируется исключительно фаза γ -Fe, унаследованная от стальной подложки, при этом фиксируется сдвиг дифракционных пиков α -Cu. Исчезновение γ -фазы железа в верхнем слое объясняется направленной диффузией легирующих элементов (Ni, Cr) из подложки в бронзовый расплав. Обоedнение железного компонента никелем и хромом стабилизирует α -Fe, подавляя образование исходной для подложки γ -фазы. Во всем объеме капли не наблюдалось фазы β' - Cu_3Al и фазы γ - Cu_9Al_4 , поскольку в результате диффузии в железо содержание алюминия в матрице бронзы уменьшилось до 6 %, как следует из результатов точечного энергодисперсионного анализа. По диаграмме состояния Cu-Al в этой области находится только α -Cu фаза [11]. Соответственно, несмотря на обогащение

бронзовой матрицы железом, никелем и марганцем, в таких условиях бинарная диаграмма состояния может быть пригодна для прогнозирования фазового состояния.

Согласно данным РФА, фазовый состав капли алюминиевой бронзы, наплавленной при токе 60 мА, практически не варьируется по высоте. Во всём анализируемом объёме наплавленной капли регистрируются фазы α -Cu, α -Fe и γ -Fe. Сохранение высокотемпературной γ -фазы железа в верхней области капли является следствием глубокого расплавления стальной подложки и активного вовлечения ее расплава в конвективное перемешивание. Ключевым фактором, препятствующим превращению фазы γ -Fe в фазу α -Fe, выступает малый объём бронзы, подаваемой в зону наплавки: его недостаточно для растворения компонентов подложки и стабилизации α -железа.

На рис. 5 приведены результаты измерения микротвёрдости образцов. В образце, полученном при токе электронного пучка 30 мА, наблюдается стабильная микротвёрдость бронзы в 156 ± 6 единиц по высоте всей капли. Повышение тока электронного пучка до 45 мА привело к увеличению микротвёрдости до 203 ± 15 единиц. При этом, ввиду неравномерного перемешивания потоков бронзы и стали при конвективных процессах, микротвёрдость была неоднородной по высоте капли. Дальнейшее повышение тока пучка до 60 мА привело к увеличению микротвёрдости до 343 ± 24 единиц. Неоднородность структуры в данном образце усилилась, поэтому

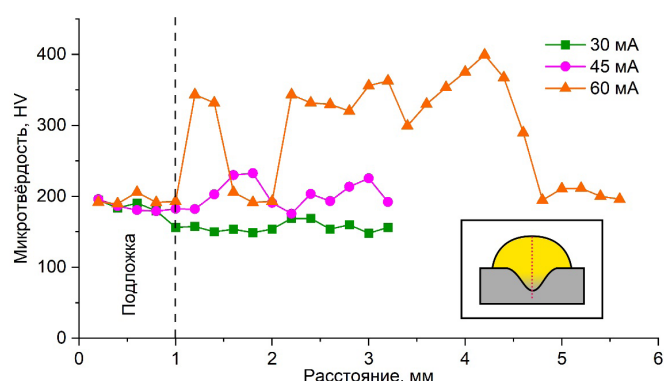


Рис. 5. Результаты измерения микротвёрдости образцов в поперечном сечении и схема измерения микротвёрдости

Fig. 5. Results of microhardness measurements on cross-sectional samples and a schematic of the microhardness measurement procedure

наблюдаются области значительного снижения микротвёрдости до уровня подложки. Судя по рис. 2, ё, эти области характеризуются наличием неразбавленных слоёв стали.

В целом, несмотря на неоднородность структуры, насыщение бронзы атомами и частицами железа при повышении тепловложения приводит к повышению твёрдости образцов. Эти результаты отличаются от данных из литературы. Например, в работе по электронно-лучевой печати изделия из сплава CuAl8Ni6 на подложке из стали X2CrNiMo17-12-2 [22] твёрдость изделия уменьшалась по мере увеличения тока пучка (при близких значениях). Авторы не указали возможную причину уменьшения микротвёрдости, но при повышении тока пучка они также увеличивали скорость подачи проволоки. Таким образом, суммарное тепловложение на единицу наплавленного металла было почти постоянным. Соответственно, из-за увеличения наплавленного объёма разбавление бронзы уменьшалось. Это частично объясняет различие данных.

В работе [23] при лазерной наплавке сплава Cu-9.0Al-4.6Ni-3.9Fe-1.2Mn твёрдость покрытия увеличивалась до достижения тепловложения 64 Дж/мм, а затем уменьшалась. Авторы указанной работы объясняют изначальное увеличение микротвёрдости эффектом упрочнения вторичными частицами. Дальнейшее же уменьшение микротвёрдости авторы объясняют перегревом материала и укрупнением микроструктуры материала. Это могло быть вызвано недостаточным охлаждением в процессе наплавки. Кроме того, в их работе изначально был использован сплав, легированный железом, поэтому дополнительное разбавление железом из подложки могло привести к коагуляции упрочняющих частиц.

Выводы

В настоящей работе исследовано влияние тепловложения при электронно-лучевой наплавке на формирование покрытия из сплава БрАМц9-2 на нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Основные выводы можно суммировать следующим образом.

1. Обнаружено, что повышение тока электронного пучка от 30 до 60 мА приводит к росту ширины и глубины проплавления, увеличению разбавления и растекаемости бронзовой капли. Анализ микроструктуры выявил переход от

эпитаксиального роста столбчатых зёрен α -Cu при 30 мА к формированию железосодержащих включений глобулярной формы и дендритной структуры железа при 45...60 мА, что обусловлено плавлением подложки и конвективным перемешиванием расплавов. В результате разности плотностей расплавов и конвективного перемешивания бронза смещалась к нижней части ванны расплава.

2. Энергодисперсионный анализ подтвердил наличие взаимной диффузии элементов: алюминий и марганец из бронзы переходят в сталь, тогда как бронза обогащается железом, никелем и хромом из стали.

3. Рентгенофазовый анализ показал, что при низком токе сохраняются высокотемпературные фазы β' -Cu₃Al и γ -Cu₉Al₄, свидетельствующие о высоких скоростях охлаждения, тогда как при повышении тока снижение содержания алюминия до 6 % приводит к доминированию фазы α -Cu и фаз железа α -Fe и γ -Fe.

4. Микротвердость в каплях бронзы возрастает с увеличением тока от HV 156 до HV 343, что связано с упрочнением за счет железосодержащих частиц, несмотря на структурную неоднородность. Полученные данные отличаются от приведенных в некоторых научных источниках, что может быть объяснено спецификой вакуумной электронно-лучевой наплавки и особенностями взаимодействия бронзы с нержавеющей сталью, когда преобладает механизм упрочнения за счет насыщения матрицы атомами железа, а не разупрочнения из-за коагуляции структуры.

Список литературы

1. Microstructure and mechanical properties of nickel-aluminum bronze coating on 17-4PH stainless steel by laser cladding / L. Zhao, B. Du, J. Yao, H. Chen, R. Ding, K. Li // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. – 2022. – Vol. 35. – P. 140. – DOI: 10.1186/s10033-022-00807-z.
2. Wetting and brazing of stainless steels by copper–silver eutectic / O. Kozlova, R. Voytovych, M.-F. Devismes, N. Eustathopoulos // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 495. – P. 96–101. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.10.101.
3. Daehn K.E., Serrenho A.C., Allwood J. Preventing wetting between liquid copper and solid steel: A simple extraction technique // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2019. – Vol. 50. – P. 1637–1651. – DOI: 10.1007/s11663-019-01578-0.

4. The laser deposited nickel-aluminum bronze coatings on sus630 stainless steel and its corrosion resistance in 3.5 Wt.% NaCl solution / L. Zhao, K. Li, J. Yao, Y. Yuan, B. Du // *Metals (Basel)*. – 2022. – Vol. 12. – P. 781. – DOI: 10.3390/met12050781.

5. Bronze-on-steel deposition with blue light high-speed laser cladding and IR laser cladding, properties and differences / F. Rippa, D. Keller, H. Freisse, N. Martin, T. Schudeleit, M. Bambach // *Procedia CIRP*. – 2024. – Vol. 124. – P. 248–253. – DOI: 10.1016/j.procir.2024.08.110.

6. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing / C. Dharmendra, A. Hadadzadeh, B.S. Amirkhiz, G.D. Janaki Ram, M. Mohammadi // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 30. – P. 100872. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100872.

7. Wire-arc additive manufacturing of nickel aluminum bronze/stainless steel hybrid parts – interfacial characterization, prospects, and problems / C. Dharmendra, S. Shakerin, G.D.J. Ram, M. Mohammadi // *Materialia (Oxf)*. – 2020. – Vol. 13. – P. 100834. – DOI: 10.1016/j.mtla.2020.100834.

8. Dharmendra C., Shakerin S., Mohammadi M. Metallurgical assessment of additive manufactured nickel aluminum bronze-316L stainless steel bimetallic structure: Effect of deposit geometry on the interfacial characteristics and cracking // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2021. – Vol. 30. – P. 8746–8762. – DOI: 10.1007/s11665-021-06194-1.

9. Microstructure and corrosion resistance of an Al-bronze coating prepared by cold metal transfer on 27SiMn steel / L. Qi, L. Chai, Z. Li, T. Yang, J. Zhou, R. Cheng, K. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2024. – Vol. 478. – P. 130493. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.130493.

10. Interfacial behavior and properties of aluminum–bronze coatings on ductile iron by wire-arc deposition / W. Meng, Y. Lei, Q. Ma, X. Yin, L. Hu, H. Xie, L. Guo // *Advanced Engineering Materials*. – 2022. – Vol. 24. – DOI: 10.1002/adem.202200744.

11. Hussein A.A. Structure-property relationships in dual-phase Cu-Al alloys: Part I. Individual phases // *Metallurgical Transactions A*. – 1982. – Vol. 13. – P. 837–846. – DOI: 10.1007/BF02642397.

12. Effect of Fe and Ni contents on microstructure and wear resistance of aluminum bronze coatings on 316 stainless steel by laser cladding / X.P. Tao, S. Zhang, C.H. Zhang, C.L. Wu, J. Chen, A.O. Abdullah // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 342. – P. 76–84. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.032.

13. The effects of substrate dilution on the microstructure and wear resistance of PTA Cu-Al-Fe



aluminium bronze coatings / P. Kucita, S.C. Wang, W.S. Li, R.B. Cook, M.J. Starink // *Wear*. – 2019. – Vol. 440–441. – P. 203102. – DOI: 10.1016/j.wear.2019.203102.

14. Directed energy deposition of aluminium bronze onto H13 steel-microstructure in multi-material additive manufacturing / H.E.S. Linga, C. Hatzoglou, Y. Zhang, V. Brøtan, I. Westermann, X. Ren, B. Holmedal // *Materials Characterization*. – 2025. – Vol. 229. – P. 115603. – DOI: 10.1016/j.matchar.2025.115603.

15. Corrosion properties of CuAl9Mn2/ER 321 composites formed by dual-wire-feed electron beam additive manufacturing / V. Semin, A. Panfilov, V. Utyaganova, A. Vorontsov, A. Zyкова // *Metal Working and Material Science*. – 2024. – Vol. 26. – P. 163–178. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-163-178.

16. Additive manufacturing nickel-aluminum bronze alloy via wire-fed electron beam directed energy deposition: Enhanced mechanical properties and corrosion resistance compared to as-cast counterpart / Y. Zhang, H. Yu, L. Wang, B. Wang, B. Su, L. Yao, C. Zhao, R. Cui, Y. Su // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2024. – Vol. 32. – P. 3871–3885. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.08.198.

17. Application of wire and electron beam additive manufacturing for large-sized industrial products / A.V. Chumaevskii, D.A. Gurianov, K.S. Osipovich, A.V. Filippov, S.V. Fortuna, N.N. Shamarin, V.M. Semenchuk, E.A. Sidorov, Yu.V. Kushnarev, A.A. Belosludtseva, V.E. Rubtsov, S.Yu. Tarasov, E.A. Kolu-baev // *Physical Mesomechanics*. – 2026. – Vol. 29. – P. 153–181. – DOI: 10.1134/S102995992560123X.

18. Marangoni flow patterns of molten pools in multi-pass laser cladding with added nano-CeO₂ / L. Liu, G. Wang, K. Ren, Y. Di, L. Wang, Y. Rong, H. Wang // *Additive Manufacturing*. – 2022. – Vol. 59. – P. 103156. – DOI: 10.1016/j.addma.2022.103156.

19. Dual interfacial characterization and property in multi-material selective laser melting of 316L stainless steel and C52400 copper alloy / Y. Bai, J. Zhang, C. Zhao, C. Li, H. Wang // *Materials Characterization*. – 2020. – Vol. 167. – P. 110489. – DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110489.

20. Fredriksson H., Hansson K., Olsson A. On the mechanism of liquid copper penetration into iron grain boundaries // *Scandinavian Journal of Metallurgy*. – 2001. – Vol. 30. – P. 41–50 – DOI: 10.1034/j.1600-0692.2001.300106.x.

21. Culpán E.A., Rose G. Microstructural characterization of cast nickel aluminium bronze // *Journal of Materials Science*. – 1978. – Vol. 13. – P. 1647–1657. – DOI: 10.1007/BF00548728.

22. Raute J., Biegler M., Rethmeier M. Process setup and boundaries of wire electron beam additive manufacturing of high-strength aluminum bronze // *Metals (Basel)*. – 2023. – Vol. 13. – P. 1416. – DOI: 10.3390/met13081416.

23. Hyatt C.V., Magee K.H., Betancourt T. The effect of heat input on the microstructure and properties of nickel aluminum bronze laser clad with a consumable of composition Cu-9.0Al-4.6Ni-3.9Fe-1.2Mn // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1998. – Vol. 29. – P. 1677–1690. – DOI: 10.1007/s11661-998-0090-5.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 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



Effect of heat input during electron beam cladding on the formation of an aluminum bronze coating on stainless steel

Alexander Eliseev^{a, *}, Aleksander Panfilov^b, Andrey Vorontsov^c, Anna Zykova^d, Andrey Cheremnov^e

Panin Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 2/4 Akademicheskoy ave., Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-5273-9729>, alan@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-8779-3784>, zykovaap@mail.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>, amc@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 23 June 2026

Revised: 03 July 2026

Accepted: 16 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Aluminum bronze

Stainless steel

Electron beam cladding

Microstructure

Funding

This work was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2024-0001.

ABSTRACT

Introduction. The relevance of this research is driven by the need to develop technologies for applying wear- and corrosion-resistant aluminum bronze coatings onto steel surfaces to reduce the weight and cost of components while maintaining their performance in aggressive environments such as seawater. Conventional deposition methods (e.g., brazing or electroplating) fail to provide sufficient adhesion and are unsuitable for tribological components, whereas high-energy techniques require precise control of heat input and alloy composition to prevent defect formation and the development of brittle intermetallic phases. **The purpose of this study** is to investigate the effect of heat input during electron beam cladding on the formation of a CuAl9Mn2 alloy coating on stainless steel. **Materials and methods.** This study employed the method of electron beam cladding of single droplets onto a steel substrate under three operating modes with different electron beam current: 30, 45, and 60 mA, corresponding to heat inputs of 135, 202, and 270 J/mm. Metallographic examination, X-ray diffraction analysis, energy-dispersive X-ray spectroscopy, and Vickers microhardness measurements were performed on the cross-sections of the deposited droplets. **Results and discussion.** It was established that with increasing heat input, the dilution ratio of the bronze by the steel increases from 2% to 59%, the penetration depth increases from 0.06 mm to 2.43 mm, and the microhardness rises from 156 HV to 343 HV. At low heat inputs, epitaxial growth of $\alpha\text{-Cu}$ is observed along with the presence of $\beta'\text{-Cu}_3\text{Al}$ and $\gamma\text{-Cu}_6\text{Al}_7$ phases, indicating rapid cooling. At high heat inputs, intensive melt mixing, elemental diffusion, and the formation of iron-containing inclusions occur, leading to the predominance of $\alpha\text{-Cu}$, $\alpha\text{-Fe}$, and $\gamma\text{-Fe}$ phases and the suppression of the brittle γ -phase. The obtained results demonstrate that controlled dilution during electron beam cladding can be utilized for targeted alloying and strengthening of bronze coatings, ensuring high adhesion and improved mechanical properties without the formation of defects typical of other cladding methods.

For citation: Eliseev A.A., Panfilov A.O., Vorontsov A.V., Zykova A.P. Cheremnov A.M. Effect of heat input during electron beam cladding on the formation of an aluminum bronze coating on stainless steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 70–82. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-70-82. (In Russian).

References

1. Zhao L., Du B., Yao J., Chen H., Ding R., Li K. Microstructure and mechanical properties of nickel-aluminum bronze coating on 17-4ph stainless steel by laser cladding. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2022, vol. 35, p. 140. DOI: 10.1186/s10033-022-00807-z.
2. Kozlova O., Voytovych R., Devismes M.-F., Eustathopoulos N. Wetting and brazing of stainless steels by copper–silver eutectic. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 495, pp. 96–101. DOI: 10.1016/j.msea.2007.10.101.

* Corresponding author

Eliseev Alexander A., Ph.D. (Engineering), Scientific associate
 Panin Institute of Strength Physics and Materials Science
 of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
 2/4 Akademicheskoy ave.,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 962 781 3745, e-mail: alan@ispms.ru



3. Daehn K.E., Serrenho A.C., Allwood J. Preventing wetting between liquid copper and solid steel: A simple extraction technique. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2019, vol. 50, pp. 1637–1651. DOI: 10.1007/s11663-019-01578-0.
4. Zhao L., Li K., Yao J., Yuan Y., Du B. The laser deposited nickel-aluminum bronze coatings on SUS630 stainless steel and its corrosion resistance in 3.5 Wt.% NaCl solution. *Metals (Basel)*, 2022, vol. 12. – P. 781. – DOI: 10.3390/met12050781.
5. Rippa F., Keller D., Freisse H., Martin N., Schudeleit T., Bambach M. Bronze-on-steel deposition with blue light high-speed laser cladding and IR laser cladding, properties and differences. *Procedia CIRP*, 2024, vol. 124, pp. 248–253. DOI: 10.1016/j.procir.2024.08.110.
6. Dharmendra C., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Janaki Ram G.D., Mohammadi M. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 30, p. 100872. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100872.
7. Dharmendra C., Shakerin S., Ram G.D.J., Mohammadi M. Wire-arc additive manufacturing of nickel aluminum bronze/stainless steel hybrid parts – interfacial characterization, prospects, and problems. *Materialia (Oxf)*, 2020, vol. 13, p. 100834. DOI: 10.1016/j.mtla.2020.100834.
8. Dharmendra C., Shakerin S., Mohammadi M. Metallurgical assessment of additive manufactured nickel aluminum bronze-316L stainless steel bimetallic structure: Effect of deposit geometry on the interfacial characteristics and cracking. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30, pp. 8746–8762. DOI: 10.1007/s11665-021-06194-1.
9. Qi L., Chai L., Li Z., Yang T., Zhou J., Cheng R., Zhang K. Microstructure and corrosion resistance of an Al-Bronze coating prepared by cold metal transfer on 27SiMn steel. *Surface and Coatings Technology*, 2024, vol. 478, p. 130493. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.130493.
10. Meng W., Lei Y., Ma Q., Yin X., Hu L., Xie H., Guo L. Interfacial behavior and properties of aluminum–bronze coatings on ductile iron by wire-arc deposition. *Advanced Engineering Materials*, 2022, vol. 24. DOI: 10.1002/adem.202200744.
11. Hussein A.A. Structure-property relationships in dual-phase Cu-Al alloys: Part I. Individual phases. *Metallurgical Transactions A*, 1982, vol. 13, pp. 837–846. DOI: 10.1007/BF02642397.
12. 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, vol. 342, pp. 76–84. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.032.
13. 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, vol. 440–441, p. 203102. DOI: 10.1016/j.wear.2019.203102.
14. Linga H.E.S., Hatzoglou C., Zhang Y., Brøtan V., Westermann I., Ren X., Holmedal B. Directed energy deposition of aluminium bronze onto H13 steel-microstructure in multi-material additive manufacturing. *Materials Characterization*, 2025, vol. 229, p. 115603. DOI: 10.1016/j.matchar.2025.115603.
15. Semin V., Panfilov A., Utyaganova V., Vorontsov A., Zykova A. Corrosion properties of CuAl9Mn2/ER 321 composites formed by dual-wire-feed electron beam additive manufacturing. *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, pp. 163–178. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-163-178.
16. Zhang Y., Yu H., Wang L., Wang B., Su B., Yao L., Zhao C., Cui R., Su Y. Additive manufacturing nickel-aluminum bronze alloy via wire-fed electron beam directed energy deposition: Enhanced mechanical properties and corrosion resistance compared to as-cast counterpart. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 32, pp. 3871–3885. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.08.198.
17. Chumaevskii A.V., Gurianov D.A., Osipovich K.S., Filippov A.V., Fortuna S.V., Shamarin N.N., Semenchuk V.M., Sidorov E.A., Kushnarev Yu.V., Belosludtseva A.A., Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu., Kolubaev E.A. Application of wire and electron beam additive manufacturing for large-sized industrial products. *Physical Mesomechanics*, 2026, vol. 29, pp. 153–181. DOI: 10.1134/S102995992560123X.
18. Liu L., Wang G., Ren K., Di Y., Wang L., Rong Y., Wang H. Marangoni flow patterns of molten pools in multi-pass laser cladding with added nano-CeO₂. *Additive Manufacturing*, 2022, vol. 59, p. 103156. DOI: 10.1016/j.addma.2022.103156.
19. Bai Y., Zhang J., Zhao C., Li C., Wang H. Dual interfacial characterization and property in multi-material selective laser melting of 316L stainless steel and C52400 copper alloy. *Materials Characterization*, 2020, vol. 167, p. 110489. DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110489.

20. Fredriksson H., Hansson K., Olsson A. On the mechanism of liquid copper penetration into iron grain boundaries. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 2001, vol. 30, pp. 41–50. DOI: 10.1034/j.1600-0692.2001.300106.x.
21. Culpán E.A., Rose G. Microstructural characterization of cast nickel aluminium bronze. *Journal of Materials Science*, 1978, vol. 13, pp. 1647–1657. DOI: 10.1007/BF00548728.
22. Raute J., Biegler M., Rethmeier M. Process setup and boundaries of wire electron beam additive manufacturing of high-strength aluminum bronze. *Metals (Basel)*, 2023, vol. 13, p. 1416. DOI: 10.3390/met13081416.
23. Hyatt C.V., Magee K.H., Betancourt T. The effect of heat input on the microstructure and properties of nickel aluminum bronze laser clad with a consumable of composition Cu-9.0Al-4.6Ni-3.9Fe-1.2Mn. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, vol. 29, pp. 1677–1690. DOI: 10.1007/s11661-998-0090-5.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).