

Формирование биметаллического материала Ti–Al**методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства**

© 2023

Лучин Андрей Владимирович^{*1}, аспирант,

инженер-исследователь лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах

*Астафурова Елена Геннадьевна*², доктор физико-математических наук, доцент,

главный научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах

*Астафуров Сергей Владимирович*³, кандидат физико-математических наук,

старший научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах

*Реунова Ксения Андреевна*⁴, аспирант,

младший научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах

*Загibalова Елена Андреевна*⁵, студент,

инженер лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах

*Колубаев Евгений Александрович*⁶, доктор технических наук, профессор, директор*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)**E-mail: luchin250398@yandex.ru¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4020-0755>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1318-1010>⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2079-7198>⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>

Поступила в редакцию 20.06.2023

Принята к публикации 21.08.2023

Аннотация: В настоящее время в аэрокосмической промышленности и авиастроении существует запрос на новые конструкционные материалы, обладающие достаточно высокой механической прочностью, тепловой ползучестью, стойкостью к коррозии и окислению. Обычные сплавы, используемые для этих целей, слишком тяжелы. В то же время альтернативные легкие материалы, такие как сплавы на основе Ti–Al, имеют множество недостатков при производстве традиционными методами. В данной работе рассмотрена возможность получения сплавов на основе Ti–Al методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Изучены химический и фазовый составы, микроструктура и микротвердость биметаллического сплава Ti–Al, полученного данным методом. Обнаружено образование пяти характерных областей между титановой и алюминиевой частями биметаллической заготовки. Зона смешивания состоит из интерметаллидов TiAl и TiAl₃, что подтверждается исследованием ее микроструктуры, химического и фазового составов. По результатам рентгеновского дифракционного анализа и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии можно предположить, что объемная доля интерметаллида TiAl в зоне смешивания выше, чем доля фазы TiAl₃. Средняя микротвердость зоны смешивания составляет 450 HV ($\approx 4,4$ ГПа). В зоне смешивания сформировалась развитая дендритная микроструктура и равномерное распределение фаз без привязки к дендритным и междендритным зонам. Трещины, появляющиеся в этой области, заполняются материалом верхних слоев, поэтому материал беспористый и бездефектный. Это показывает принципиальную возможность получения интерметаллидных сплавов Ti–Al с использованием ЭЛАП.

Ключевые слова: электронно-лучевое аддитивное производство; алюминид титана; Ti–Al; TiAl₃; титан; алюминий; интерметаллиды; микроструктура; микротвердость.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного научного задания Института физики прочности и материаловедения СО РАН, проект № FWRW-2022-0005).

Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

Авторы благодарят Рубцова В.Е. и Никонова С.Ю. за помощь при аддитивном производстве материала.

Статья подготовлена по материалам докладов участников XI Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2023), Тольятти, 11–15 сентября 2023 года.

Для цитирования: Лучин А.В., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Реунова К.А., Загibalова Е.А., Колубаев Е.А. Формирование биметаллического материала Ti–Al методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства // *Frontier Materials & Technologies*. 2023. № 3. С. 61–70. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-6.

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы, наиболее часто используемые в аэрокосмической промышленности и производстве лопаток для турбин двигателей, представляют собой суперсплавы

на основе Ni, Co или Fe. Они обеспечивают достаточную механическую прочность, высокую термическую ползучесть, стойкость к коррозии и окислению [1]. Все эти группы сплавов имеют достаточно высокую плотность, что делает их менее эффективными с точки

зрения разумного использования подъемной силы, расхода топлива и, как следствие, количества выбросов CO₂ [2]. Следовательно, встает вопрос о возможности получения альтернативных сплавов, которые были бы достаточно легкими и обладали бы всеми вышеперечисленными свойствами.

Низкая плотность ($\approx 3,8$ г/см³), хорошая стойкость к высокотемпературной ползучести и окислению – важнейшие свойства сплавов на основе Ti–Al, используемых в авиакосмической, авиационной и автомобильной промышленности. Удельный предел текучести этих сплавов значительно выше, чем у используемых в авиационной традиционных сплавов на основе Ti и Ni. Особенно эта разница заметна в диапазоне температур 600–1000 °C [3]. Кроме того, интерметаллид TiAl несколько дешевле по стоимости и имеет меньшую плотность по сравнению со сплавами на основе Ti, средняя плотность которых составляет $\approx 4,5$ г/см³ [1]. Интерметаллид TiAl по значениям плотности, прочности и возможных температур эксплуатации может конкурировать с традиционными сплавами на основе Al, используемыми в авиационной [4].

Основным недостатком интерметаллида TiAl, ограничивающим его широкое применение, является его низкая пластичность (менее 2 %) при комнатной температуре [5]. Существуют подходы к повышению пластичности путем интенсивной пластической деформации и термической обработки, которые включают упрочнение нанодвойниками или выделяющимися частицами, формирование нанозернистой градиентной структуры или бимодальной микроструктуры [6]. Использование этих методик в интерметаллидах TiAl позволяет достигнуть перед разрушением деформации в ≈ 14 %. Кроме того, понимание фазовых превращений и использование термической обработки позволило начать применение сплавов на основе Ti–Al в автомобильной и авиационной промышленности [7; 8].

Производство и обработка сплавов на основе Ti–Al сопряжены с рядом трудностей. Наиболее экономически выгодным способом их производства является литье, однако этот метод позволяет получать крупнозернистые слоистые образцы с высокой анизотропией и дефектами, характерными для данного вида производства [9–11]. В другом исследовании авторы попытались минимизировать недостатки литья путем подбора температур, скоростей охлаждения и материала тигля. Им удалось получить однородную структуру без макроскопических дефектов, однако полученные заготовки имели низкое качество поверхности и требовали дополнительной обработки [12]. Очевидно, что такое качество продукции неприемлемо для авиационной и аэрокосмической техники.

Другие традиционные методы производства сплавов, такие как порошковая металлургия и обработка давлением (прокатка, ковка, экструзия), имеют множество недостатков. Одним из недостатков является большой рабочий цикл механической обработки для получения необходимой точности размеров и геометрической формы деталей, а также необходимость дополнительной термической обработки и перерасход материала. Для порошковой металлургии характерны высокая пористость, примеси кислорода, низкая пластичность материала и необходимость дополнительной обработки [13].

В настоящее время исследователи ищут оптимальный способ производства интерметаллидов методами аддитивного производства (АП). Основными преимуществами технологий АП являются экономичность (нет необходимости дополнительной работы с отходами), высокая размерная точность и вариативность формы деталей. Эти технологии можно разделить на три основные группы: проволочное АП, порошковое АП и АП спеканием или сплавлением порошков [13–15]. Первые два позволяют получать детали широкого размерного диапазона с высокой скоростью производства, тогда как третий не подходит для крупногабаритных деталей, но имеет хорошую размерную точность и меньшую шероховатость поверхности. Последний метод имеет серьезный недостаток, не зависящий от используемого источника тепла (лазер или электронный луч). Проблема заключается в значительном температурном градиенте и высокой скорости охлаждения материала, что приводит к неоднородной структуре сплава с большим количеством трещин [13–15]. Некоторые исследователи предлагают численные термодинамические модели роста слоев, позволяющие оптимизировать процесс плавления порошков. Так, показано, что режим сканирования, в частности шаг сканирования электронным лучом, больше всего влияет на качество поверхностного слоя [16].

Выбор электронного луча в качестве источника энергии является оптимальным с точки зрения цены, стабильности и управляемости процессом АП по сравнению с лазерным лучом и дугой. Вакуум, необходимый при обработке титана, обеспечивает высокую чистоту получаемого продукта [17; 18].

Использование проволок в качестве сырья позволяет минимизировать количество примесей и пор и, как следствие, избежать структурной неоднородности. Этот подход также имеет большой потенциал для использования в промышленности, поскольку ассортимент, доступность и качество проволок значительно превосходят таковые для порошков [19; 20].

Цель исследования – рассмотрение возможности получения сплавов на основе Ti–Al методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства, изучение химического и фазового составов, микроструктуры и микротвердости биметаллического материала, полученного аддитивным способом, с акцентом на переходную зону между титановым и алюминиевым слоями.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Биметаллическая заготовка (рис. 1 а) изготавливалась методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Установка ЭЛАП (разработана в Институте физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук) состояла из вакуумной камеры, механизма подачи проволоки, источника электронного луча и подвижного тросового стола.

Исходное сырье представлено двумя видами проволок: из титана (Grade 2; Ti–0,25Fe–0,2H–0,2O–0,1Si–0,07C–N_{0,04}) и алюминия (EN ISO 18273; 99,8Al–0,13Fe–0,01Cu–0,01Mn–0,02Si–0,01V). Диаметр проволоки составлял 1,2 мм. Заготовка перемещалась по подложке из низкоуглеродистой стали и плавилась под

электронным пучком. Химический состав стали: Fe–1,9Mn–0,8Si–0,08C мас. %. Для каждого последующего слоя происходило изменение координаты Z и поворот на 180° . Первые 14 слоев состояли из титановой проволоки, затем наносилось 14 слоев алюминиевой проволоки. Толщина каждого слоя в полученной заготовке составляла $\approx 0,5$ мм. В ходе процесса сила тока пучка изменялась с 55 до 33 мА для слоев титана и с 13 до 16 мА для слоев алюминия. Частота сканирования и скорость подачи проволоки составляли 100 Гц и 5,8 мм/с соответственно. Процесс ЭЛАП проводился в вакуумной камере при давлении 10^{-3} Па. Исследуемый образец размером $13 \times 7 \times 1$ мм (рис. 1 б) вырезался из заготовки электроэрозионной обработкой.

Образец механически шлифовался и полировался. Для травления образца использовался раствор фтороводородной кислоты, азотной кислоты и воды в соотношении 25:7:3. Микроструктуру и морфологию поверхности образца изучали на сканирующем электронном микроскопе Argeo 2 SEM (СЭМ, Thermo Fisher Scientific, Чехия) в режиме обратно рассеянных электронов (ОРЭ). Для анализа элементного состава использовали сканирующий электронный микроскоп LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) с приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Определение фазового состава образцов проводили методом рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН 7 («Буревестник», Санкт-Петербург, Россия) с $\text{Co-K}\alpha$ -излучением. Рентгеноструктурный анализ проводился на срезе, параллельном подложке на участке между Ti и Al (пунктирная линия на рис. 2). Для оценки механических свойств применялся микротвердомер AFFRI DM8 (Affri, Италия). Нагрузка на индентор по Виккерсу составляла 100 г, время нагрузки – 10 с.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

На рис. 2 представлено металлографическое изображение образца из изготовленной методом ЭЛАП биметаллической заготовки. После травления образца видна разница оттенков между темно-серым Ti и светло-серым Al. Область I представляет собой слои титана вблизи стальной подложки, где осуществляется смешивание титанового слоя с материалом подложки. Область II – часть титанового слоя, расположенная рядом с зоной смешивания титана и алюминия. Зона смешивания, обозначенная как область III, соответствует смеси компонентов Ti и Al в плавильной ванне. Область IV – промежуточный слой между зоной смешивания и областью чистого алюминия. Последняя область представлена слоями чистого алюминия и соответствует области V.

Области V и I являются наиболее удаленными от зоны смешивания участками, их составы соответствуют материалам проволоки из чистого алюминия и титана соответственно. Поскольку наибольший интерес для исследования представляет зона смешивания и ближайшие области, анализ элементного состава для областей V и I не проводился. По данным ЭДС, элементный состав области VI представлен алюминием, а титан практически отсутствует ($<1\%$) (таблица 1). В области III содержится большое количество Al ($\approx 52\%$) и Ti ($\approx 44\%$). Согласно фазовой диаграмме TiAl такое соотношение компонентов может соответствовать

фазе γ -TiAl. СЭМ-изображение микроструктуры показывает, что в зоне смешивания имеются трещины, заполненные слоями алюминия (рис. 3 а). Заметно, что область III имеет развитую дендритную микроструктуру (рис. 3 б). Отсутствие композиционного контраста на СЭМ-изображении в режиме ОРЭ свидетельствует о равномерном распределении фаз без привязки к дендритным и междендритным областям. Таким образом, область III представляет наибольший интерес с точки зрения возможности нахождения биметаллических сплавов на основе Ti и Al. По этой причине дальнейшие исследования сосредоточены именно на этой области. В зоне II содержится значительный объем титана (≈ 90 – 92%) и железа (≈ 7 – 9%), но практически отсутствует алюминий ($<1\%$).

На рентгенограмме образца, изготовленного методом ЭЛАП, фазовый состав в зоне III представлен фазами TiAl и TiAl_3 (рис. 4). Небольшой пик, соответствующий $41,5^\circ$ (111), можно объяснить только наличием незначительного количества фазы α -Ti. Интенсивность пиков, особенно первых двух наиболее интенсивных пиков $45,0^\circ$ (111) и $52,4^\circ$ (002), показывает, что интерметаллид TiAl заметно преобладает над TiAl_3 . Кроме того, невозможно отрицать наличие фазы алюминия, поскольку он имеет общие пики с интерметаллидной фазой TiAl.

Поскольку границы между областями II, III и IV не плоские, слои Ti и Al, прилегающие к области III, находятся в поле рентгеноструктурного анализа. Из-за этого в области III обнаруживается фаза α -Ti, стабилизированная алюминием из вышележащих слоев. В то же время в области II наблюдается стабилизация фазы β -Ti за счет присутствия железа, диффундирующего из подложки (рис. 5, таблица 1).

Микротвердость образца биметаллического сплава Ti–Al, изготовленного методом ЭЛАП, изменяется на протяжении всей заготовки (рис. 6). Это свидетельствует о значительном различии прочностных свойств ее областей.

Микротвердость областей I и II составляет ≈ 530 HV ($\approx 5,2$ ГПа) и ≈ 390 HV ($\approx 3,8$ ГПа) соответственно. Среднее значение микротвердости в области III составляет 450 HV ($\approx 4,4$ ГПа). В свою очередь, микротвердость зоны IV несколько отличается от значения для чистого алюминия и составляет около 70 HV. Микротвердость алюминиевого слоя в области V равна 30 HV.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Как было показано на рис. 2, метод ЭЛАП позволил получить биметаллическую заготовку сплава системы Ti–Al. Она легко разделяется по серым оттенкам на пять характерных областей с различным химическим и фазовым составом. Результаты испытаний на микротвердость также позволяют различить их по заметным изменениям микротвердости по толщине образца.

Предположительно, первые наплавленные слои, относящиеся к областям I и II, имеют фазовый состав титановой проволоки Grade 2, представленный фазой α -Ti. Однако значения микротвердости этих участков значительно выше, чем у чистого титана Grade 2, состоящего из фазы α -Ti ($\approx 1,5$ ГПа) [21]. Показано, что по результатам рентгеноструктурного анализа область II

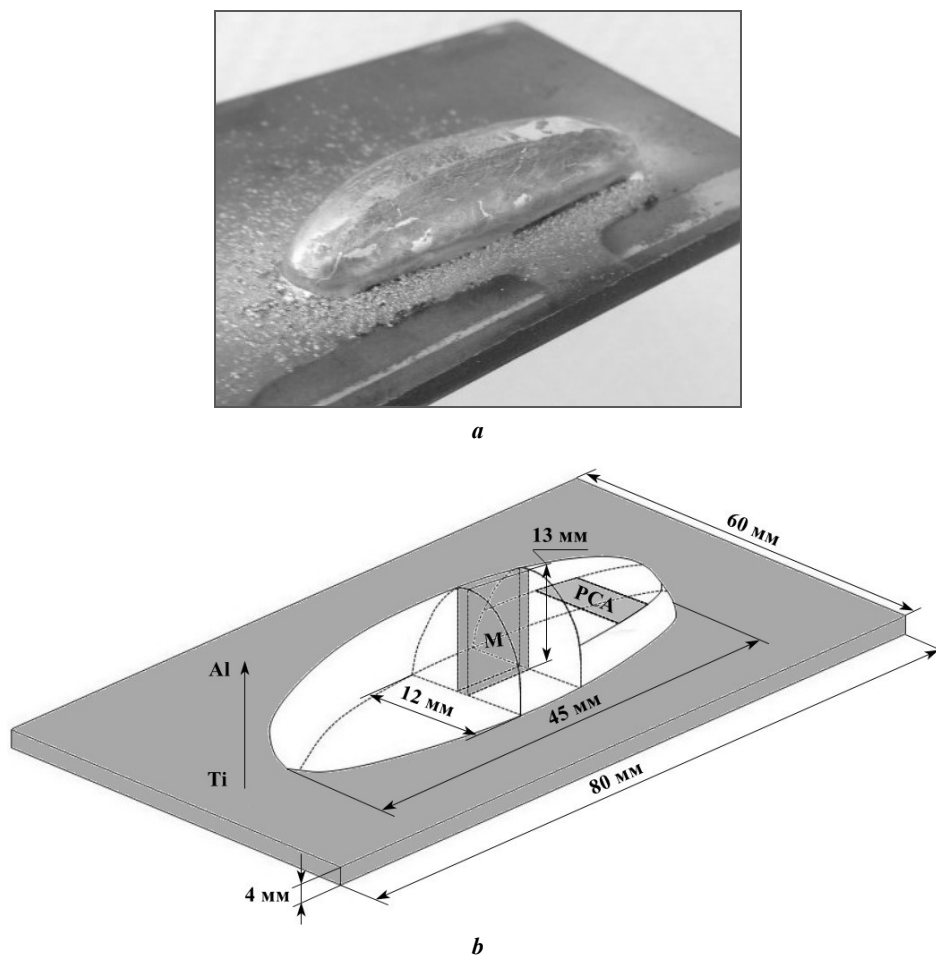


Рис. 1. Заготовка сплава Ti–Al, полученная методом ЭЛАП (а), и сечения, выбранные для исследования микроструктуры (М) и фазового состава (РСА) (b)

Fig. 1. EBAM-fabricated Ti–Al alloy billet (a) and extracted sections for study of the microstructure (M) and phase composition (PCA) (b)

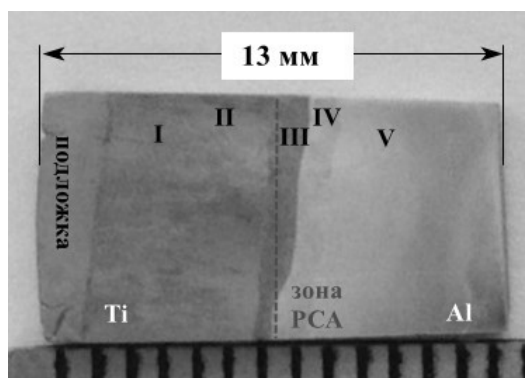


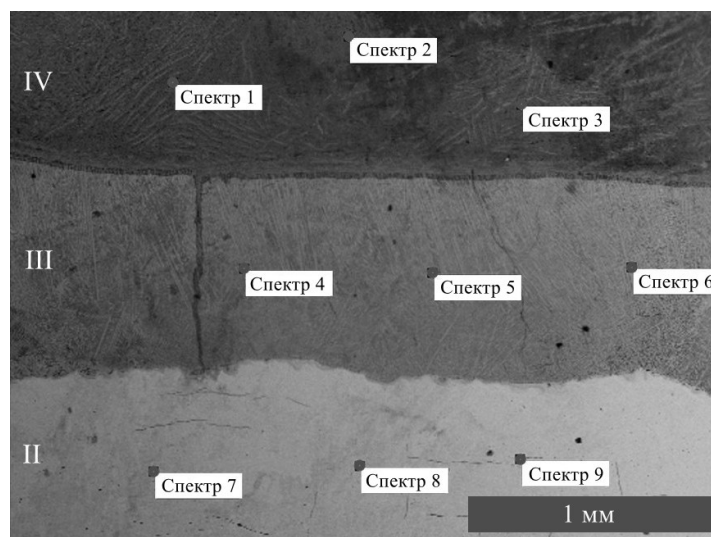
Рис. 2. Общий вид исследуемого образца, извлеченного из биметаллической заготовки, полученной методом ЭЛАП и показанной на рис. 1 б. Цифры I, II, III, IV, V обозначают характерные зоны, выявленные травлением образца.

Fig. 2. The common view of the studied sample extracted from the EBAM-fabricated bimetallic billet as shown in Fig. 1 b. Numbers I, II, III, IV, V show characteristic zones revealed by etching of the sample.

- I – зона слоя титана вблизи материала подложки, где осуществляется их смешивание;
- II – часть титанового слоя, расположенная рядом с зоной смешивания титана и алюминия;
- III – зона смешивания компонентов Ti и Al в плавильной ванне;
- IV – промежуточный слой между зоной смешивания и областью чистого алюминия; V – слои чистого алюминия

Таблица 1. Результаты ЭДС для областей II, III, IV сплава Ti–Al, полученного методом ЭЛАП
Table 1. EDS data for areas II, III, IV of the EBAM-fabricated Ti–Al alloy sample

Область	Спектр	Al	Ti	Fe
		Атомный %		
IV	1	99,87	0,11	0,02
	2	99,99	0,01	0,00
	3	99,80	0,11	0,09
III	4	52,55	42,83	4,62
	5	57,07	40,96	1,97
	6	58,15	38,85	3,00
II	7	0,06	90,70	9,24
	8	0,89	91,40	7,71
	9	0,24	92,45	7,31



a



b

Рис. 3. СЭМ-изображение микроструктуры и точек ЭДС для областей II, III, IV (a) и СЭМ-изображение в режиме ОПЭ области III сплава Ti–Al, полученного методом ЭЛАП (b)

Fig. 3. SEM-image of microstructure and EDS points for areas II, III, IV (a) and BSE mode SEM-image of area III (b) of the EBAM-fabricated Ti–Al alloy sample

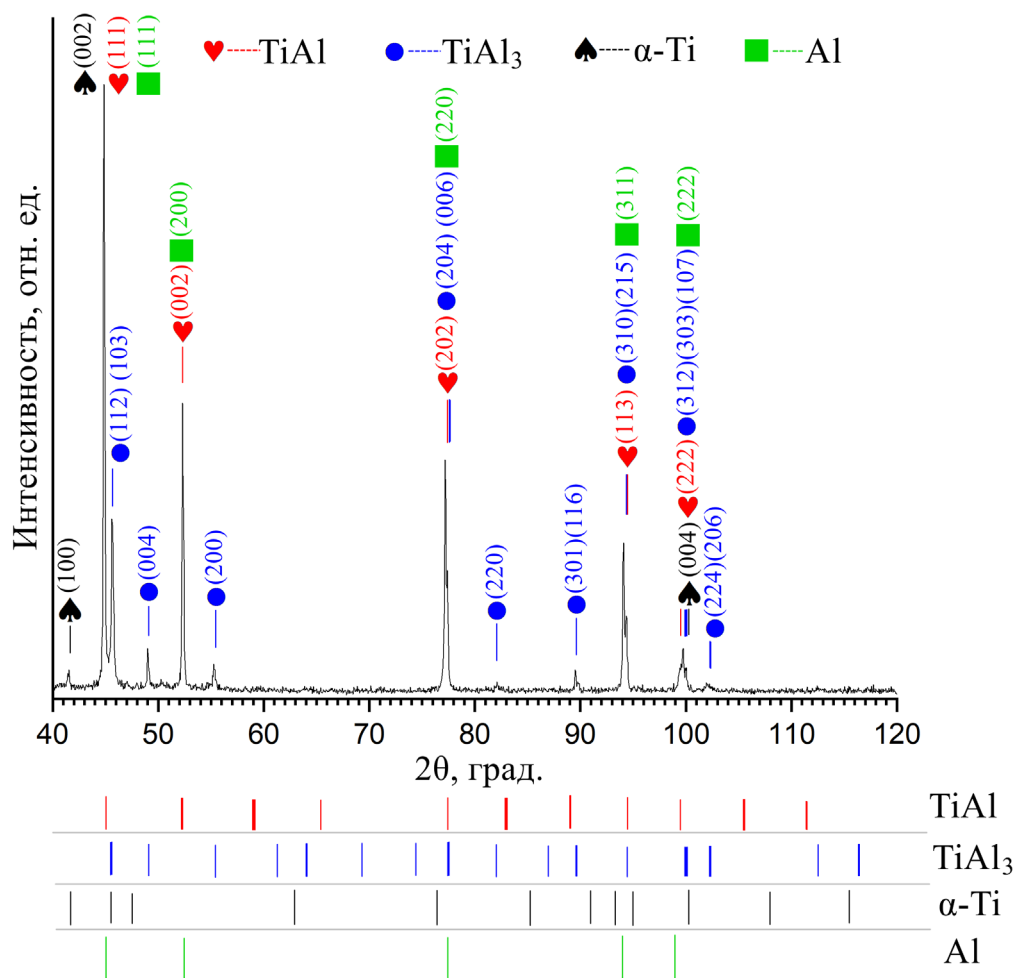


Рис. 4. РДА-дифрактограмма области III образца биметаллического Ti–Al сплава, полученного методом ЭЛАП
 Fig. 4. XRD pattern of EBAM-fabricated bimetallic Ti–Al alloy sample in area III

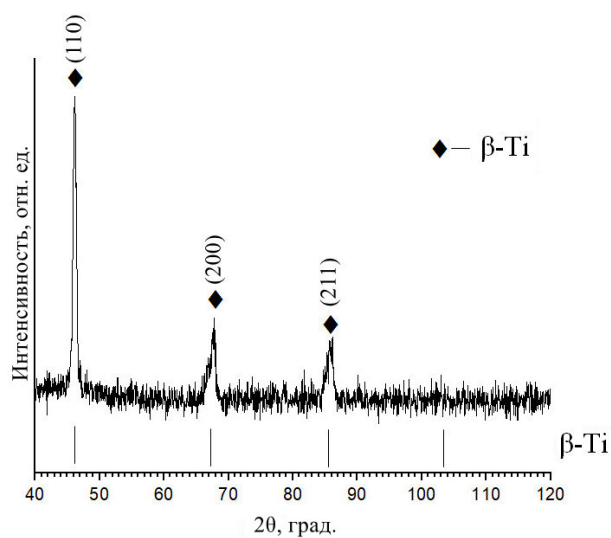


Рис. 5. РДА-дифрактограмма области II образца, полученного методом ЭЛАП
 Fig. 5. XRD pattern of EBAM-fabricated sample in area II

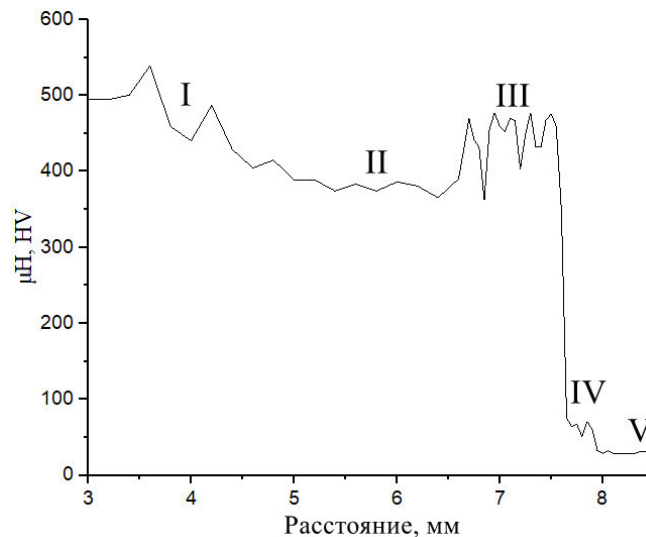


Рис. 6. Зависимость микротвердости от расстояния от подложки образца, полученного методом ЭЛАП
Fig. 6. Microhardness vs the distance from the substrate of EBAM-fabricated sample

предположительно представлена раствором β -Ti (рис. 5). Образование фазы β -Ti в чистом титане возможно, когда температура термообработки достигает точки фазового превращения в ≈ 590 °C и осуществляется закалка [22]. Температура плавильной ванны, достигаемая в процессе ЭЛАП, существенно превышает 590 °C, а скорость охлаждения заготовки достаточно низкая [23]. Это означает, что в результате охлаждения фазовый состав материала будет представлен фазой α -Ti. Однако наличие железа в этих областях, подтвержденное данными ЭДС, велико и достаточно для предотвращения образования фазы α -Ti, поскольку железо является сильным стабилизатором β -фазы [24]. Увеличение значений микротвердости от области II к области I в направлении подложки следует связывать с изменением химического и фазового составов материала [25]. Согласно фазовой диаграмме системы Fe–Ti, рост микротвердости может быть результатом появления интерметаллида FeTi [22]. Увеличение концентрации железа в направлении подложки способствует увеличению объема интерметаллической фазы, а значит, и прочностных характеристик.

Данные ЭДС для области III показывают небольшое отклонение от эквиатомного соотношения между компонентами алюминия и титана в сторону первого (таблица 1). Рентгеноструктурный анализ подтвердил, что полученный сплав представлен на этом участке интерметаллидами TiAl и TiAl₃, фазами Al и α -Ti (рис. 4). Предположительно, наличие алюминия в области III обеспечивает присутствие незначительного количества фазы α -Ti, поскольку алюминий способствует стабилизации фазы α -Ti [24]. Кроме того, в этой области можно обнаружить чистый Al благодаря заполнению трещин алюминием (рис. 3 а): материал верхнего алюминиевого слоя в области IV заполнил эти трещины при затвердевании слоев в области III. Таким образом происходит процесс «заклипания» трещин, возникающих в области III

при последующем наплавлении. Благодаря этому в зоне смешения отсутствуют пустоты и трещины. Очевидно, что количество алюминиевой фазы в зоне смешения не должно быть большим. Это следует из того, что по данным ЭДС количество титана велико и не может быть представлено лишь ничтожно малым количеством фазы α -Ti.

Среднее значение микротвердости в области III составляет 450 HV ($\approx 4,4$ ГПа) и соответствует возможному диапазону от 3 до 5 ГПа для интерметаллидов на основе TiAl (рис. 6) [26]. Этот диапазон достаточно широк, поскольку микротвердость зависит от микроструктуры, точной стехиометрии фазового состава и элементного состава. Кроме того, чрезвычайно сложно получить однородный однофазный интерметаллид. Таким образом, фазовый состав этой области в основном представлен смесью интерметаллидов TiAl и TiAl₃, причем первый преобладает над вторым.

Область IV определялась как промежуточный слой между зоной смешения и областью чистого алюминия (область V). По данным ЭДС, элементный состав области IV представлен алюминием, а титан практически отсутствует (<1 %) (таблица 1). Как уже отмечалось, микротвердость области IV выше, чем характерно для чистого алюминия (рис. 6). Это может быть связано с образованием небольшой переходной зоны между областью III и слоем чистого алюминия в области V. Возможно, эта зона представляет собой механическую смесь чистого алюминия и интерметаллида TiAl₃ и твердого раствора на основе Al Al(Ti). Однако эта зона достаточно мала и, по-видимому, не соответствует данным ЭДС, представленным для области IV. Таким образом, требуется более точное изучение ее химического и фазового составов. Поскольку микротвердость области V равна микротвердости чистого алюминия, можно предположить, что область V имеет тот же химический состав [27].

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

В данной работе представлена возможность получения сплавов на основе Ti–Al методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. Определены химический и фазовый составы, микроструктура и микротвердость биметаллического материала системы Ti–Al, полученного аддитивным способом, с акцентом на переходную зону между титановым и алюминиевыми слоями.

Метод ЭЛАП позволяет получить сплав на основе Ti–Al, представленный смесью интерметаллидов TiAl, TiAl₃ и незначительного количества фаз чистого алюминия и титана. Интенсивность рентгеноструктурных пиков, соотношение химических составов и значения микротвердости показывают, что интерметаллид TiAl заметно преобладает над TiAl₃. Средняя микротвердость зоны смешивания составляет 450 HV (≈4,4 ГПа). В зоне присутствует развитая дендритная микроструктура и равномерное распределение фаз без привязки к дендритным и междендритным зонам. Появляющиеся в этой области трещины заполняются материалом верхних слоев. Таким образом, весь материал полученного биметаллического материала бездефектен. Однако факт наличия железа из материала подложки в слоях заготовки требует изменения и оптимизации режима ЭЛАП для получения качественной биметаллической заготовки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Gialanella S., Malandrucolo A. Chapter 4. Titanium and Titanium Alloys // *Aerospace alloys*. Switzerland: Springer, 2020. P. 129–189. DOI: [10.1007/978-3-030-24440-8](https://doi.org/10.1007/978-3-030-24440-8).
- Rao K.A. Nickel Based Superalloys – Properties and Their Applications // *International Journal of Management, Technology and Engineering*. 2018. Vol. 8. № V. P. 268–277.
- Clemens H., Smarsly W., Güther V., Mayer S. Advanced intermetallic titanium aluminides // *Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*. 2016. P. 1189–1200. DOI: [10.1002/9781119296126.ch203](https://doi.org/10.1002/9781119296126.ch203).
- Dwivedi P., Siddiquee A.N., Maheshwari S. Issues and requirements for aluminum alloys used in aircraft components: state of the art // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021. Vol. 62. P. 212–225. DOI: [10.3103/S1067821221020048](https://doi.org/10.3103/S1067821221020048).
- Bewlay B.P., Nag S., Suzuki A., Weimer M.J. TiAl alloys in commercial aircraft engines // *Materials at High Temperatures*. 2016. Vol. 33. № 4-5. P. 549–559. DOI: [10.1080/09603409.2016.1183068](https://doi.org/10.1080/09603409.2016.1183068).
- Edalati K., Toh S., Iwaoka H., Watanabe M., Horita Z., Kashioka D., Kishida K., Inui H. Ultrahigh strength and high plasticity in TiAl intermetallics with bimodal grain structure and nanotwins // *Scripta Materialia*. 2012. Vol. 67. № 10. P. 814–817. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2012.07.030](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.07.030).
- Tetsui T. Application of TiAl in a turbocharger for passenger vehicles // *Advanced Engineering Materials*. 2001. Vol. 3. № 5. P. 307–310. DOI: [10.1002/1527-2648\(200105\)3:5<307::AID-ADEM307>3.0.CO;2-3](https://doi.org/10.1002/1527-2648(200105)3:5<307::AID-ADEM307>3.0.CO;2-3).
- Jarvis D.J., Voss D. IMPRESS Integrated Project – an overview paper // *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 413-414. P. 583–591. DOI: [10.1016/j.msea.2005.09.066](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.066).
- Clemens H., Kestler H. Processing and applications of intermetallic γ -TiAl-based alloys // *Advanced engineering materials*. 2000. Vol. 2. № 9. P. 551–570. DOI: [10.1002/1527-2648\(200009\)2:9<551::AID-ADEM551>3.0.CO;2-U](https://doi.org/10.1002/1527-2648(200009)2:9<551::AID-ADEM551>3.0.CO;2-U).
- Wu X. Review of alloy and process development of TiAl alloys // *Intermetallics*. 2006. Vol. 14. № 10-11. P. 1114–1122. DOI: [10.1016/j.intermet.2005.10.019](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.10.019).
- Cobbinah P.V., Matizanhuka W.R. Solid-state processing route, mechanical behaviour, and oxidation resistance of TiAl alloys // *Advances in Materials Science and Engineering*. 2019. Vol. 2019. P. 1–21. DOI: [10.1155/2019/4251953](https://doi.org/10.1155/2019/4251953).
- Brotzu A., Felli F., Mondal A., Pilone D. Production issues in the manufacturing of TiAl turbine blades by investment casting // *Procedia Structural Integrity*. 2020. Vol. 25. P. 79–87. DOI: [10.1016/j.prostr.2020.04.012](https://doi.org/10.1016/j.prostr.2020.04.012).
- Soliman H.A., Elbestawi M. Titanium aluminides processing by additive manufacturing – a review // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2022. Vol. 119. № 9-10. P. 5583–5614. DOI: [10.1007/s00170-022-08728-w](https://doi.org/10.1007/s00170-022-08728-w).
- Emiralioglu A., Ünal R. Additive manufacturing of gamma titanium aluminide alloys: a review // *Journal of Materials Science*. 2022. Vol. 57. № 7. P. 4441–4466. DOI: [10.1007/s10853-022-06896-4](https://doi.org/10.1007/s10853-022-06896-4).
- Dzobewu T.C. Additive manufacturing of TiAl-based alloys // *Manufacturing Review*. 2020. Vol. 7. № 35. P. 1–8. DOI: [10.1051/mfreview/2020032](https://doi.org/10.1051/mfreview/2020032).
- Kryukova O.N., Knyazeva A.G. Thermokinetic. Model of a Layer Growth on a Substrate During Electron-Beam Cladding // *Russian Physics Journal*. 2023. Vol. 66. № 1. P. 66–73. DOI: [10.1007/s11182-023-02906-3](https://doi.org/10.1007/s11182-023-02906-3).
- Löber L., Biamino S., Ackelid U., Sabbadini S., Epicoco P., Fino P., Eckert J. Comparison off selective laser and electron beam melted titanium aluminides // *International Solid Freeform Fabrication Symposium*. 2011. DOI: [10.26153/tsw/15316](https://doi.org/10.26153/tsw/15316).
- Negi S., Nambolan A.A., Kapil S., Joshi P.S., Karunakaran K.P., Bhargava P. Review on electron beam based additive manufacturing // *Rapid Prototyping Journal*. 2020. Vol. 26. № 3. P. 485–498. DOI: [10.1108/RPJ-07-2019-0182](https://doi.org/10.1108/RPJ-07-2019-0182).
- Özel T., Shokri H., Loizeau R. A Review on Wire-Fed Directed Energy Deposition Based Metal Additive Manufacturing // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2023. Vol. 7. № 1. Article number 45. DOI: [10.3390/jmmp7010045](https://doi.org/10.3390/jmmp7010045).
- Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing // *Physical Mesomechanics*. 2022. Vol. 25. № 6. P. 479–491. DOI: [10.1134/S1029959922060017](https://doi.org/10.1134/S1029959922060017).
- Lim H.S., Hwang M.J., Jeong H.N., Lee W.Y., Song H.J., Park Y.J. Evaluation of surface mechanical properties and grindability of binary Ti alloys containing 5 wt % Al, Cr, Sn, and V // *Metals*. 2017. Vol. 7. № 11. Article number 487. DOI: [10.3390/met7110487](https://doi.org/10.3390/met7110487).

22. Kriegel M.J., Wetzel M.H., Treichel A., Fabrichnaya O., Rafaja D. Binary Ti–Fe system. Part I: Experimental investigation at high pressure // *Calphad*. 2021. Vol. 74. Article number 102322. DOI: [10.1016/j.calphad.2021.102322](https://doi.org/10.1016/j.calphad.2021.102322).
 23. Osipovich K., Kalashnikov K., Chumaevskii A. et al. Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing: A Review // *Metals*. 2023. Vol. 13. № 2. Article number 279. DOI: [10.3390/ma15030814](https://doi.org/10.3390/ma15030814).
 24. Bieler T.R., Trevino R.M., Zeng L. Alloys: titanium // *Encyclopedia of Condensed Matter Physics*. 2005. P. 65–76. DOI: [10.1016/B0-12-369401-9/00536-2](https://doi.org/10.1016/B0-12-369401-9/00536-2).
 25. Sujun G.K., Wu B., Pan Z., Li H. In-Situ Fabrication of Titanium Iron Intermetallic Compound by the Wire Arc Additive Manufacturing Process // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020. Vol. 51. P. 552–557. DOI: [10.1007/s11661-019-05555-9](https://doi.org/10.1007/s11661-019-05555-9).
 26. Chen X.Y., Fang H.Z., Wang Q., Zhang S.Y., Chen R.R., Su Y.Q. Microstructure and microhardness of Ti–48Al alloy prepared by rapid solidification // *China Foundry*. 2020. Vol. 17. P. 429–434. DOI: [10.1007/s41230-020-0090-7](https://doi.org/10.1007/s41230-020-0090-7).
 27. Alshabatat N., Al-qawabah S. Effect of 4 % wt. Cu Addition on the Mechanical Characteristics and Fatigue Life of Commercially Pure Aluminum // *Jordan Journal of Mechanical & Industrial Engineering*. 2015. Vol. 9. № 4. P. 297–301.
- REFERENCES**
1. Gialanella S., Malandrucolo A. Chapter 4. Titanium and Titanium Alloys. *Aerospace alloys*. Switzerland, Springer Publ., 2020, pp. 129–189. DOI: [10.1007/978-3-030-24440-8](https://doi.org/10.1007/978-3-030-24440-8).
 2. Rao K.A. Nickel Based Superalloys – Properties and Their Applications. *International Journal of Management, Technology and Engineering*, 2018, vol. 8, no. V, pp. 268–277.
 3. Clemens H., Smarsly W., Güther V., Mayer S. Advanced intermetallic titanium aluminides. *Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*, 2016, pp. 1189–1200. DOI: [10.1002/9781119296126.ch203](https://doi.org/10.1002/9781119296126.ch203).
 4. Dwivedi P., Siddiquee A.N., Maheshwari S. Issues and requirements for aluminum alloys used in aircraft components: state of the art. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2021, vol. 62, pp. 212–225. DOI: [10.3103/S1067821221020048](https://doi.org/10.3103/S1067821221020048).
 5. Bewlay B.P., Nag S., Suzuki A., Weimer M.J. TiAl alloys in commercial aircraft engines. *Materials at High Temperatures*, 2016, vol. 33, no. 4-5, pp. 549–559. DOI: [10.1080/09603409.2016.1183068](https://doi.org/10.1080/09603409.2016.1183068).
 6. Edalati K., Toh S., Iwaoka H., Watanabe M., Horita Z., Kashioka D., Kishida K., Inui H. Ultrahigh strength and high plasticity in TiAl intermetallics with bimodal grain structure and nanotwins. *Scripta Materialia*, 2012, vol. 67, no. 10, pp. 814–817. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2012.07.030](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.07.030).
 7. Tetsui T. Application of TiAl in a turbocharger for passenger vehicles. *Advanced Engineering Materials*, 2001, vol. 3, no. 5, pp. 307–310. DOI: [10.1002/1527-2648\(200105\)3:5<307::AID-ADEM307>3.0.CO;2-3](https://doi.org/10.1002/1527-2648(200105)3:5<307::AID-ADEM307>3.0.CO;2-3).
 8. Jarvis D.J., Voss D. IMPRESS Integrated Project – an overview paper. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 413-414, pp. 583–591. DOI: [10.1016/j.msea.2005.09.066](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.066).
 9. Clemens H., Kestler H. Processing and applications of intermetallic γ -TiAl-based alloys. *Advanced engineering materials*, 2000, vol. 2, no. 9, pp. 551–570. DOI: [10.1002/1527-2648\(200009\)2:9<551::AID-ADEM551>3.0.CO;2-U](https://doi.org/10.1002/1527-2648(200009)2:9<551::AID-ADEM551>3.0.CO;2-U).
 10. Wu X. Review of alloy and process development of TiAl alloys. *Intermetallics*, 2006, vol. 14, no. 10-11, pp. 1114–1122. DOI: [10.1016/j.intermet.2005.10.019](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.10.019).
 11. Cobbinah P.V., Matizamhuka W.R. Solid-state processing route, mechanical behaviour, and oxidation resistance of TiAl alloys. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 2019, pp. 1–21. DOI: [10.1155/2019/4251953](https://doi.org/10.1155/2019/4251953).
 12. Brotzu A., Felli F., Mondal A., Pilone D. Production issues in the manufacturing of TiAl turbine blades by investment casting. *Procedia Structural Integrity*, 2020, vol. 25, pp. 79–87. DOI: [10.1016/j.prostr.2020.04.012](https://doi.org/10.1016/j.prostr.2020.04.012).
 13. Soliman H.A., Elbestawi M. Titanium aluminides processing by additive manufacturing – a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 119, no. 9-10, pp. 5583–5614. DOI: [10.1007/s00170-022-08728-w](https://doi.org/10.1007/s00170-022-08728-w).
 14. Emiralioglu A., Ünal R. Additive manufacturing of gamma titanium aluminide alloys: a review. *Journal of Materials Science*, 2022, vol. 57, no. 7, pp. 4441–4466. DOI: [10.1007/s10853-022-06896-4](https://doi.org/10.1007/s10853-022-06896-4).
 15. Dzobewu T.C. Additive manufacturing of TiAl-based alloys. *Manufacturing Review*, 2020, vol. 7, no. 35, pp. 1–8. DOI: [10.1051/mfreview/2020032](https://doi.org/10.1051/mfreview/2020032).
 16. Kryukova O.N., Knyazeva A.G. Thermokinetic. Model of a Layer Growth on a Substrate During Electron-Beam Cladding. *Russian Physics Journal*, 2023, vol. 66, no. 1, pp. 66–73. DOI: [10.1007/s11182-023-02906-3](https://doi.org/10.1007/s11182-023-02906-3).
 17. Löber L., Biamino S., Ackelid U., Sabbadini S., Epicoco P., Fino P., Eckert J. Comparison off selective laser and electron beam melted titanium aluminides. *International Solid Freeform Fabrication Symposium*, 2011. DOI: [10.26153/tsw/15316](https://doi.org/10.26153/tsw/15316).
 18. Negi S., Nambolan A.A., Kapil S., Joshi P.S., Karunakaran K.P., Bhargava P. Review on electron beam based additive manufacturing. *Rapid Prototyping Journal*, 2020, vol. 26, no. 3, pp. 485–498. DOI: [10.1108/RPJ-07-2019-0182](https://doi.org/10.1108/RPJ-07-2019-0182).
 19. Özel T., Shokri H., Loizeau R. A Review on Wire-Fed Directed Energy Deposition Based Metal Additive Manufacturing. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2023, vol. 7, no. 1, article number 45. DOI: [10.3390/jmmp7010045](https://doi.org/10.3390/jmmp7010045).
 20. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso-and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25, no. 6, pp. 479–491. DOI: [10.1134/S1029959922060017](https://doi.org/10.1134/S1029959922060017).
 21. Lim H.S., Hwang M.J., Jeong H.N., Lee W.Y., Song H.J., Park Y.J. Evaluation of surface mechanical properties and grindability of binary Ti alloys containing 5 wt % Al, Cr, Sn, and V. *Metals*, 2017, vol. 7, no. 11, article number 487. DOI: [10.3390/met7110487](https://doi.org/10.3390/met7110487).
 22. Kriegel M.J., Wetzel M.H., Treichel A., Fabrichnaya O., Rafaja D. Binary Ti–Fe system. Part I: Experimental investigation at high pressure. *Calphad*, 2021, vol. 74, article number 102322. DOI: [10.1016/j.calphad.2021.102322](https://doi.org/10.1016/j.calphad.2021.102322).

23. Osipovich K., Kalashnikov K., Chumaevskii A. et al. Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing: A Review. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 2, article number 279. DOI: [10.3390/ma15030814](https://doi.org/10.3390/ma15030814).
24. Bieler T.R., Trevino R.M., Zeng L. Alloys: titanium. *Encyclopedia of Condensed Matter Physics*, 2005, pp. 65–76. DOI: [10.1016/B0-12-369401-9/00536-2](https://doi.org/10.1016/B0-12-369401-9/00536-2).
25. Sujan G.K., Wu B., Pan Z., Li H. In-Situ Fabrication of Titanium Iron Intermetallic Compound by the Wire Arc Additive Manufacturing Process. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, vol. 51, pp. 552–557. DOI: [10.1007/s11661-019-05555-9](https://doi.org/10.1007/s11661-019-05555-9).
26. Chen X.Y., Fang H.Z., Wang Q., Zhang S.Y., Chen R.R., Su Y.Q. Microstructure and microhardness of Ti–48Al alloy prepared by rapid solidification. *China Foundry*, 2020, vol. 17, pp. 429–434. DOI: [10.1007/s41230-020-0090-7](https://doi.org/10.1007/s41230-020-0090-7).
27. Alshabat N., Al-qawabah S. Effect of 4 % wt. Cu Addition on the Mechanical Characteristics and Fatigue Life of Commercially Pure Aluminum. *Jordan Journal of Mechanical & Industrial Engineering*, 2015, vol. 9, no. 4, pp. 297–301.

Formation of a bimetallic Ti–Al material by a wire-feed electron-beam additive manufacturing

© 2023

Andrey V. Luchin^{*1}, postgraduate student,

research engineer of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory

*Elena G. Astafurova*², Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Associate Professor,

chief researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory

*Sergey V. Astafurov*³, PhD (Physics and Mathematics),

senior researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory

*Kseniya A. Reunova*⁴, postgraduate student,

junior researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory

*Elena A. Zagibalova*⁵, student, engineer of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory

*Eugeny A. Kolubaev*⁶, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Director

Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)

*E-mail: luchin250398@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4020-0755>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1318-1010>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2079-7198>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>

Received 20.06.2023

Accepted 21.08.2023

Abstract: Currently, there is a request from aerospace and aircraft for the construction materials with sufficiently high mechanical strength, thermal creep, corrosion and oxidation resistance. The conventional alloys used for these purposes are too heavy. At the same time, alternative light materials such as Ti–Al-based alloys have many flaws, when they are produced by conventional methods. This work considers the possibility to produce the Ti–Al-based alloys by the method of a wire-feed electron-beam additive manufacturing (EBAM). We study the chemical and phase compositions, microstructure and microhardness of a bimetallic Ti–Al alloy, obtained by this method. It is found the formation of five characteristic regions between titanium and aluminum parts of the bimetallic billet. The mixing zone consists of TiAl and TiAl₃ intermetallics, that is confirmed by the investigation of microstructure, chemical and phase compositions. According to XRD (X-ray diffraction) and EDS (energy-dispersive X-ray spectroscopy) analyses, it can be assumed that TiAl intermetallic prevails over TiAl₃ one. The average microhardness of the mixing zone equals to 450 HV (≈4.4 GPa). This zone has developed dendritic microstructure, and even distribution of the phases without link to dendritic and inter-dendritic zones. The cracks appearing in this area are filled with the material of the upper layers, so the whole material is poreless and defect-free. Thus, the results of this work have shown a fundamental possibility to produce the intermetallic Ti–Al alloys with the use of the EBAM.

Keywords: electron beam additive manufacturing; titanium aluminide; Ti–Al; TiAl₃; titanium; aluminum; intermetallics; microstructure; microhardness.

Acknowledgements: The work was supported by the Government research assignment for Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, project No. FWRW-2022-0005.

The equipment of the “Nanotech” center of the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS was utilized.

The authors thank V. Rubtsov and S. Nikonov for their assistance with the additive manufacturing of the material.

The paper was written on the reports of the participants of the XI International School of Physical Materials Science (SPM-2023), Togliatti, September 11–15, 2023.

For citation: Luchin A.V., Astafurova E.G., Astafurov S.V., Reunova K.A., Zagibalova E.A., Kolubaev E.A. Formation of a bimetallic Ti–Al material by a wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 61–70. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-3-65-6](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-3-65-6).