

Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК 669-1

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2025.03.012

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ni-Ti, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Андрей Владимирович Лучин^{1†}, Дарья Юрьевна Гуртова²,
Елена Геннадьевна Астафурова³, Евгений Александрович Колубаев⁴

^{1, 2, 3, 4}Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Академический пр-т, 2/4, 634055, Томск, Россия

¹luchin250398@yandex.ru[†], <https://orcid.org/0000-0003-4020-0755>

²dasha_gurtova@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0048-6333>

³elena.g.astafurova@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

⁴eak@ispms.tsc.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>

Аннотация. Получение сплавов на основе Ni и Ti методами аддитивного производства (АП) – одна из актуальных технологических задач, решение которой способствовало бы удешевлению и упрощению производства крупногабаритных функциональных изделий сложной формы. В работе методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) получен образец биметаллического сплава Ni-Ti послойным нанесением слоев Ni в нижней его части, а затем слоев Ti – в верхней. Согласно данным рентгеновского дифракционного анализа и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, полученный многослойный биметаллический образец содержит в себе множество фаз, присутствие и распределение которых зависит от соотношения Ni и Ti в каждом слое. Это область с чистым никелем в нижней части образца, α -Ti с разной концентрацией растворенного никеля – в верхней, и интерметаллиды Ni_3Ti , $NiTi$, $NiTi_2$ – в центральной «переходной» области между Ni и Ti. Микротвердость в «переходной» области изменяется в широком диапазоне значений 3,5 – 5,5 ГПа. Она определяется соотношением и распределением интерметаллидных фаз, формирующихся вследствие разного соотношения элементов и «термической истории» каждого последующего слоя. Анализ металлографических изображений и изображений, полученных методом сканирующей электронной микроскопии, показал, что в полученном материале отсутствуют макроскопические и микроскопические поры или трещины, и материал в пределах каждого слоя является сплошным. Полученные данные подтверждают перспективность использования метода ЭЛАП для производства функциональных интерметаллических сплавов на основе Ni-Ti и биметаллических материалов на их основе.

Ключевые слова: электронно-лучевое аддитивное производство, титан, никель, интерметаллиды, сканирующая микроскопия, микроструктура, микротвердость

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания СО РАН (тема №FWRW-2022-0005). Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» Института физики прочности и материаловедения СО РАН. Авторы благодарят к.ф.-м.н. Рубцова В.Е. и к.ф.-м.н. Никонова С.Ю. за помощь при аддитивном производстве материала, к.ф.-м.н. Данилову Л.В. за помощь с проведением рентгеноструктурного анализа.

Для цитирования: Лучин А.В., Гуртова Д.Ю., Астафурова Е.Г., Колубаев Е.А. Структура и фазовый состав биметаллического сплава Ni-Ti, полученного методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2025. Т. 22, № 3. С. 368-378. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2025.03.012.

Original article

STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF A BIMETALLIC NI-TI ALLOY PRODUCED BY A WIRE-FEED ELECTRON-BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

Andrey V. Luchin^{1†}, Darya Yu. Gurtova², Elena G. Astafurova³, Evgeny A. Kolubaev⁴

^{1, 2, 3, 4} Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Akademicheskii Prospekt, 2/4, 634055, Tomsk, Russia

¹luchin250398@yandex.ru[†], <https://orcid.org/0000-0003-4020-0755>

²dasha_gurtova@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0048-6333>

³elena.g.astafurova@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

⁴eak@ispms.tsc.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>

Abstract. The production of Ni-Ti-based alloys by additive manufacturing is one of the most topical technological tasks, the solution of which would help to reduce the cost and simplify the production of large-sized functional products of complex shape. In this work, a sample of a bimetallic Ni-Ti alloy was produced by the method of wire electron beam additive manufacturing (EBAM) by layered deposition of Ni layers in its lower part, and then Ti layers in the upper part. According to X-ray diffraction analysis and energy dispersive X-ray spectroscopy, the resulting multilayer bimetallic sample contains many phases, the presence and distribution of which depends on the ratio of Ni and Ti in each layer. These phases are pure Ni in the lower part of the sample, α -Ti with different concentrations of dissolved nickel in the upper part, and Ni₃Ti, NiTi, and NiTi₂ intermetallics in the central "transition" region between Ni and Ti. The microhardness in the "transition" region varies over a wide range of 3.5 – 5.5 GPa values. It is determined by the ratio and distribution of intermetallic phases formed due to different ratios of elements and the "thermal history" of each subsequent layer. The analysis of metallographic images and scanning electron microscopy images showed that there are no macroscopic or microscopic pores or cracks in the resulting material, and the material within each layer is continuous. These findings confirm the prospects of using the EBAM method for the production of functional intermetallic alloys based on Ni-Ti and bimetallic materials based on them.

Keywords: electron beam additive manufacturing, titanium, nickel, intermetallics, scanning microscopy, microstructure, microhardness

Acknowledgements: The work was supported by the Government research assignment for Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, project 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 Cand. Sci. (Phys.-Math.) V. Rubtsov and Cand. Sci. (Phys.-Math.) S. Nikonov for their assistance with the additive manufacturing of the material, and Cand. Sci. (Phys.-Math.) L. Danilova for help with X-ray diffraction analysis.

For citation: Luchin A.V., Gurtova D. Yu., Astafurova E.G., Kolubaev E.A. (2025). Structure and phase composition of a bimetallic Ni-Ti alloy produced by a wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 22(3), 368-378. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2025.03.012.

Введение

Уже несколько десятилетий ученые исследуют сплавы на основе Ni и Ti, которые стали основой для разработки большого класса функциональных материалов, проявляющих эффект памяти формы и сверхупругость. Наиболее исследованный и используемый на сегодняшний день представитель данного класса – эквиаомный сплав NiTi (нитинол) [1–4]. Благодаря своим уникальным функциональным свойствам он находит применение в качестве микроактуаторов и «умных» изоляционных систем в робототехнике и космической отрасли [1, 2], а также в

авиастроении [3]. За счет хорошей коррозионной стойкости и биосовместимости нитинол находит применение в биомедицине, например, в качестве сосудистых стентов, элементов зубных брекетов, костных имплантов [4].

Чаще всего детали из сплава Ni-Ti получают традиционными металлургическими способами: электродуговым или индукционным литьем, однако довольно часто такой материал загрязнен частицами TiC и Ti₄Ni₂O вследствие активного взаимодействия титана с углеродом и кислородом при плавлении [5]. Следует отметить, что в случае необходимости достижения высокой гомогенности сплава его многократно

переплавляют, но при этом вероятность захвата атомов кислорода только увеличивается [6].

Помимо традиционного литья, предпринимаются попытки получения изделий из сплава никеля с титаном методами порошковой металлургии, но главным недостатком этого метода также становится загрязнение материала примесями из-за большой площади поверхности порошков. В некоторых случаях к недостаткам можно также отнести пористость материала, она зачастую понижает прочностные свойства сплава и делает сложным контроль конечных размеров изделия вследствие его усадки при термообработках [7].

В последние годы появилось множество работ, посвященных производству деталей из Ni и Ti с помощью методов аддитивного производства. Эти методы можно разделить по типу материала, используемого в качестве исходного сырья, на порошковые и проволоочные. Порошковые методы АП имеют все недостатки, характерные для методов порошковой металлургии, а использование проволоки в качестве сырья выглядит более перспективным в силу характерной для этого метода сплошности (беспористости) получаемого материала, его меньшей стоимости, а также возможности получения крупногабаритных изделий [5, 8–10]. Помимо типа исходного материала, немаловажную роль будет играть вид используемого источника энергии. По этому признаку методы АП подразделяются на лазерные, электронно-лучевые и электродуговые [7, 11]. Так как использование электронного пучка обязательно подразумевает наличие высокого вакуума, его использование может быть наиболее оправданным при получении изделий из Ni-Ti сплава без примесей. Также стоит отметить, что электронно-лучевой метод имеет оптимальное соотношение энергоэффективности, скорости производства и точности размеров получаемых деталей [7, 11–14].

Ввиду разнообразия фаз, характерного для двойной системы Ni-Ti, аддитивно полученные сплавы могут иметь сложное гетерофазное состояние, включающее твердые растворы на основе Ni, α -Ti и β -Ti и/или интерметаллические соединения Ni_3Ti , NiTi, NiTi₂ [15]. Поэтому необходимо тщательно подходить к выбору соотношения основных компонентов – Ni и Ti – для получения требуемого фазового состава материала. В связи с вышеизложенным целью данной работы было установить связь микро-

структуры, фазового состава и микротвердости биметаллического материала на основе Ni и Ti, полученного методом проволоочного ЭЛАП, с акцентом на исследование области смешения между слоями никеля и титана.

Методика эксперимента

Методом проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства получена биметаллическая заготовка (рис. 1а). Установка для ЭЛАП разработана в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Она состоит из вакуумной камеры, системы подачи проволоки, источника электронного пучка и подвижного в трех измерениях столика, на котором размещается подложка. Исходное сырье подавалось в виде проволоки из никеля (НП2) и титана (ВТ1-0) диаметром 1,3 мм. Формирование биметаллической заготовки (стенки) осуществляли на подложку из низкоуглеродистой стали (08Г2С). Первые 10 слоев заготовки были выполнены из никелевой проволоки, затем (без остановки процесса) наносилось 10 слоев из титановой проволоки. После каждого нового слоя изменялась координата Z и производился поворот столика на 180°. Во время процесса АП ток луча изменялся от 75 до 47 мА для никелевых слоев, а для титановых слоев он составлял 35 мА. Высота каждого слоя составила $\approx 0,75$ мм. Частота сканирования и скорость подачи проволоки – 100 Гц и 5,8 мм/с, соответственно. Процесс ЭЛАП проводился в вакуумной камере при давлении 10^{-3} Па. Образец для исследования микроструктуры, фазового состава и микротвердости, размером 15 мм х 6 мм х 1,5 мм, показанный на рис. 1б и отмеченный «М», вырезали из заготовки методом электроэрозионной резки.

Подготовка поверхности образцов биметаллической заготовки осуществлялась механической шлифовкой на наждачной бумаге, полировкой с помощью алмазной суспензии и травлением в растворе уксусной и хлорной кислот, смешанных в соотношении 3:1. Микроструктура и морфология поверхности образцов исследовались на металлографическом микроскопе Альтами МЕТ 1С, сканирующем электронном микроскопе Argeo 2S (СЭМ, Thermo Fisher Scientific, Чехия) в режиме обратного рассеяния электронов (ОРЭ). Анализ элементного состава проводился с помощью детектора энергодисперсионного спектрального (ЭДС)

анализа Octane Elect. Фазовый состав образцов определяли методом рентгеновской дифракции на рентгеновском дифрактометре ДРОН-8Н ("Буревестник", Санкт-Петербург, Россия) с использованием Cu-K α излучения в диапазоне углов $2\theta = 30^\circ - 120^\circ$. Рентгеновский анализ

был проведен в центральной части сечения «М» (рис. 1б). Микротвердомер AFFRI DM8 (Affri, Италия) использовался для измерения микротвердости по Виккерсу. При измерении нагрузка на индентор составляла 100 г, а время нагружения – 10 с.

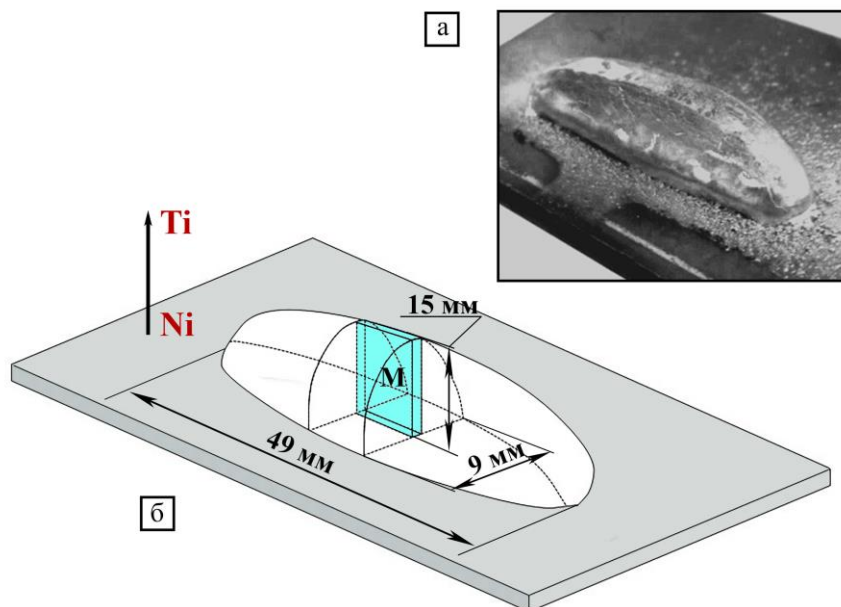


Рис. 1. Заготовка сплава Ni-Ti, полученная методом ЭЛАП (а), и выбранное сечение для исследования микроструктуры (М) (б)

Fig. 1. EBAM-fabricated Ni-Ti alloy billet (a) and extracted section for study of the microstructure (M) (b)

Результаты и их обсуждение

Металлографические изображения микро-структуры полученного биметаллического образца приведены на рисунке 2. До и после травления образцов на металлографических картинах выявляются четыре характерных области (Рис. 2). Области I и II, соответствующие слоям материала, где происходило осаждение чистого никеля, обладают меньшей травимостью, чем слои III и IV. Последние формировались в верхней части биметаллической заготовки, соответствующей осаждению титановой проволоки. На основе металлографического анализа можно сделать предположение о том, что в областях II и III происходило смешивание компонент никелевой и титановой проволок в ванне расплава, формируемой электронным пучком.

Для более подробного исследования микро-структуры и фазового состава слоев использовали СЭМ/ЭДС-анализ и СЭМ-анализ в ОРЭ-

режиме для получения композиционного контраста: более светлые участки изображений соответствуют фазам, обогащенным более тяжелым элементом – никелем, а темные области соответствуют фазам, обогащенным более легким элементом – титаном (рис. 3–5, табл. 1–3).

Слой I, располагающийся в нижней части заготовки, состоит из чистого никеля (рис. 3а, табл. 1). Слой II имеет двухфазную структуру (Рис. 3б, табл. 1). ЭДС-анализ отдельных фаз в слое II показал, что он представлен преимущественно фазой Ni₃Ti (крупные светлые блоки на рис. 3б) с тонкими вытянутыми областями эвтектомной фазы NiTi (темные области на рис. 3б). Наблюдаемое изменение контраста в областях, соответствующих фазе Ni₃Ti, связано с локальной неоднородностью элементного состава данных областей, а именно с незначительным обеднением никелем.

Согласно данным, представленным на рисунках 3б и 4 и в таблицах 1 и 2, области II и III

обладают одинаковым фазовым составом, но морфология и содержание основных фаз в них различаются. Объемное содержание фазы Ni_3Ti в области III меньше, чем в области II, а основ-

ной фазой является эквиатомный интерметаллид NiTi . В области III можно дополнительно выделить два подслоя III.1 и III.2, морфология фаз в которых различна (рис. 2б).

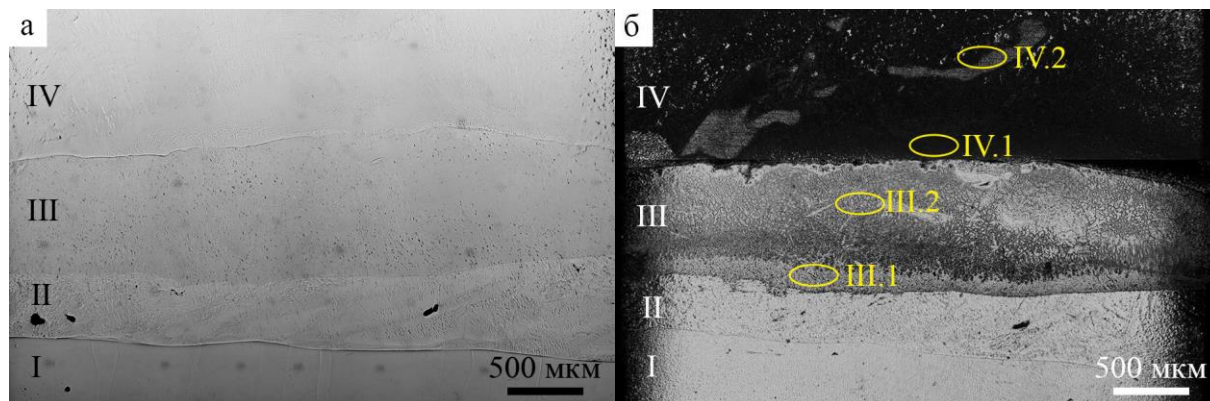


Рис. 2. Металлографические изображения исследуемого образца, извлеченного из биметаллической заготовки, полученной методом ЭЛАП и показанной на рис. 1 б: а – образец до травления, б – образец после травления. Цифры I, II, III, IV показывают слои, выявленные при травлении образца

Fig. 2. The metallographic images of the studied sample extracted from the EBAM-fabricated bimetallic billet as shown in Fig. 1 b: a – the sample before etching, b – the sample after etching. Numbers I, II, III, IV show the layers revealed by etching of the sample

Область III.1 располагается вблизи слоя II и ее отличает дендритный характер структуры (NiTi – дендрит, Ni_3Ti – междендрит) с крупными включениями фазы Ni_3Ti в форме игл (рис. 4а). Другая область – III.2 – содержит зерна фазы NiTi с зернограничными крупными и внутризерненными более дисперсными включениями фазы Ni_3Ti (рис. 4б). Такая разница в морфологии и распределении фаз может возникать из-за градиента температур, формируемого в процессе наплавления новых слоев и охлаждения старых при ЭЛАП-процессе [9, 10, 13].

Для СЭМ-изображений области IV характерен выраженный композиционный контраст, который свидетельствует о преобладании в данном слое фаз, обогащенных титаном (Рис. 5). Согласно данным ЭДС-анализа, фазовый состав более светлых областей представлен механической смесью интерметаллида NiTi_2 и твердого раствора никеля в титане $\text{Ti}(\text{Ni})$, с характерной для нее морфологией эвтектики (спектр 3 на Рис. 5а и спектр 1 на рис. 5б). В то же время присутствуют обогащенные титаном участки с однородным контрастом, соответствующие твердому раствору Ni в Ti (спектр 1 на рис. 5а и спектр 3 на рис. 5б). Содержание Ni в таких участках составляет около 9%, что соответствует предельной растворимости никеля в титане [16]. Также формируются участки титано-

вого сплава, имеющие пластинчатую форму, где содержание никеля меньше $\approx 4\%$ (спектр 4 на рис. 5б). Следует отметить, что как на металлографических изображениях (Рис. 2), так и на СЭМ-изображениях (Рис. 3 – 5) не наблюдаются крупные поры или термические трещины, и материал в пределах каждого слоя является сплошным, что говорит о приемлемости как самого метода производства материала, так и выбранного режима осаждения проволок.

Рентгенодифракционный анализ показал, что центральная часть заготовки представлена следующим набором фаз: Ni_3Ti , $\text{NiTi}(\text{B}2)$, $\text{NiTi}(\text{R})$, NiTi_2 , $\alpha\text{-Ti}$ (Рис. 6). В область анализа попадают сразу все анализируемые области (I, II, III, IV), поэтому рентгеновские данные характеризуют весь возможный набор фаз в центре исследуемого биметаллического образца. По интенсивности рентгеновских максимумов можно судить о том, что основными фазами в материале являются фазы Ni_3Ti , $\text{NiTi}(\text{B}2)$ и $\text{NiTi}(\text{R})$. Для фаз NiTi_2 и $\alpha\text{-Ti}$ характерна меньшая интенсивность рентгеновских линий, но они идентифицируются с высокой степенью достоверности. Таким образом, данные рентгеноструктурного анализа полностью подтверждают приведенные выше результаты СЭМ-анализа о фазовом составе полученного материала. Необходимо отметить, что на основе

проведенного анализа невозможно установить в каком структурном состоянии находилась фаза NiTi (R или B2).

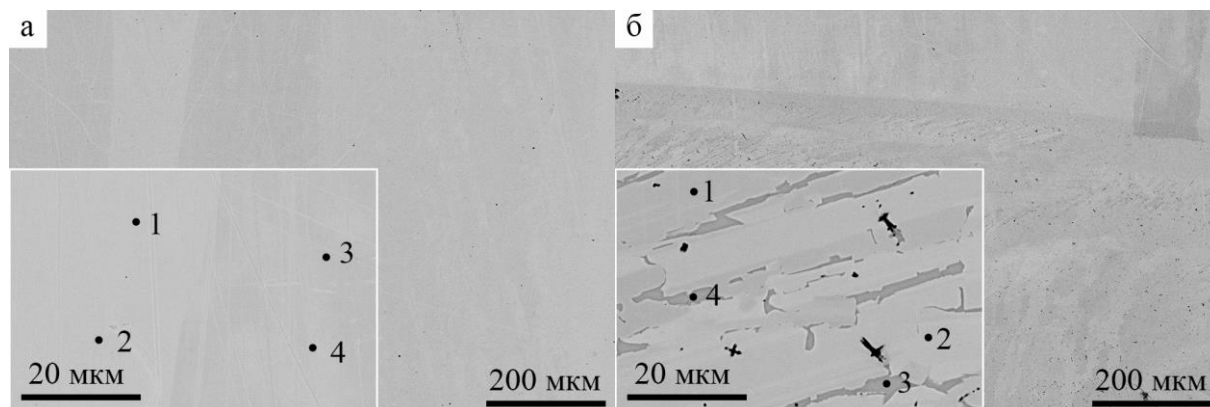


Рис. 3. СЭМ-изображения микроструктуры и отмеченные на них области ЭДС-анализа сплава Ni-Ti: а – слой I, б – слой II

Fig. 3. SEM-images of microstructure and EDS analysis of Ni-Ti alloy: a – layer I, b – layer II

Таблица 1. Результаты ЭДС анализа для слоев I и II сплава Ni-Ti

Table 1. EDS data for layers I and II of Ni-Ti alloy

Слой	Спектр	Ni	Ti	Предполагаемые фазы
I	1	100,0	0,0	Ni
	2	100,0	0,0	Ni
	3	100,0	0,0	Ni
	4	100,0	0,0	Ni
II	1	75,1	24,9	Ni ₃ Ti
	2	75,3	24,7	Ni ₃ Ti
	3	52,2	47,8	NiTi
	4	52,9	47,1	NiTi

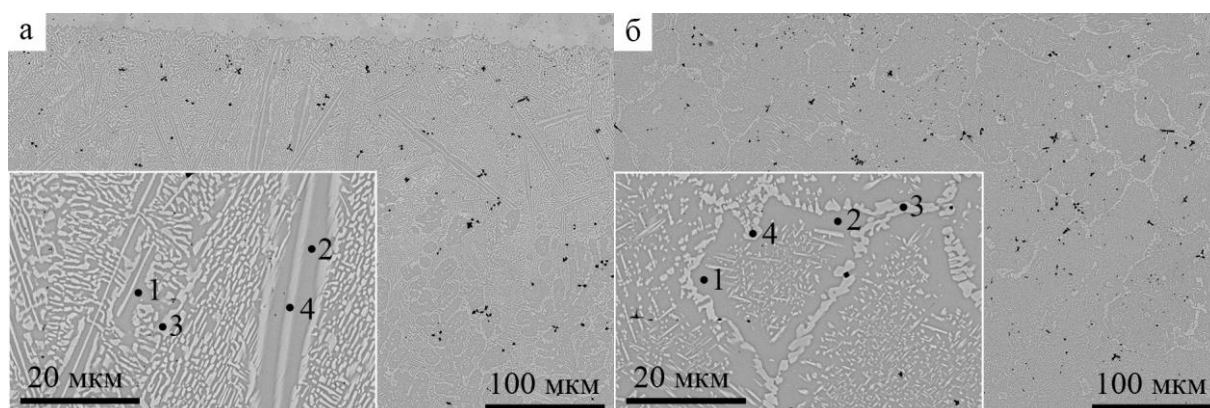


Рис. 4. СЭМ-изображения микроструктуры и отмеченные на них точки ЭДС для слоя III сплава Ni-Ti: а – область III.1, б – область III.2

Fig. 4. SEM-images of microstructure and EDS points for layer III of Ni-Ti alloy: a – area III.1, b – area III.2

Согласно данным, полученным из анализа элементного состава, можно предположить, что фаза α -Ti, наблюдаемая на рентгенограмме – это твердый раствор Ni в α -Ti. Несмотря на то, что Ni является стабилизатором β -Ti и его присутствие в твердых растворах слоя IV, согласно данным ЭДС (табл.3), достигает 9%, формирование фазы α -Ti можно объяснить медленным охлаждением заготовки и отсутствием необходимой для фиксации β -фазы закалки [16].

На рисунке 7 приведена зависимость микротвердости образца от расстояния до подложки, также на зависимости показаны границы характерных областей I-IV, выделяемых при проведении анализа микроструктуры биметаллической заготовки. Для области I (никель) характерны относительно низкие значения микротвердости (немногом более 1 ГПа), что соответствует значениям микротвердости для

отожженного чистого никеля ($\approx 1,2$ ГПа [17]). Небольшие отклонения значений микротвердости могут быть вызваны различиями в размере зерна никеля, полученного разными способами, и в степени легирования твердого раствора, которого трудно избежать в аддитивном производстве.

В слое II микротвердость увеличивается от 4 ГПа до 5,5 ГПа, что попадает в диапазон значений, характерных для фаз NiTi (4 ГПа) [18] и Ni₃Ti (6 ГПа) [19]. Увеличение микротвердости при приближении к слою III может быть связано с разным соотношением фаз NiTi и Ni₃Ti, попадающих в область индентирования. Несмотря на рост объемной доли менее твердой фазы NiTi, значения микротвердости слоя III составляют 5,5 ГПа, что может быть связано с дисперсностью структуры в этой области.

Таблица 2. Результаты ЭДС анализа для слоя III сплава Ni-Ti

Table 2. EDS data for layer III of Ni-Ti alloy

Область	Спектр	Ni	Ti	Предполагаемые фазы
III.1	1	52,7	47,3	NiTi
	2	53,5	46,5	NiTi
	3	71,8	28,2	Ni ₃ Ti
	4	67,2	32,8	Ni ₃ Ti
III.2	1	53,6	46,4	NiTi
	2	53,2	46,8	NiTi
	3	72,6	27,4	Ni ₃ Ti
	4	70,2	29,8	Ni ₃ Ti

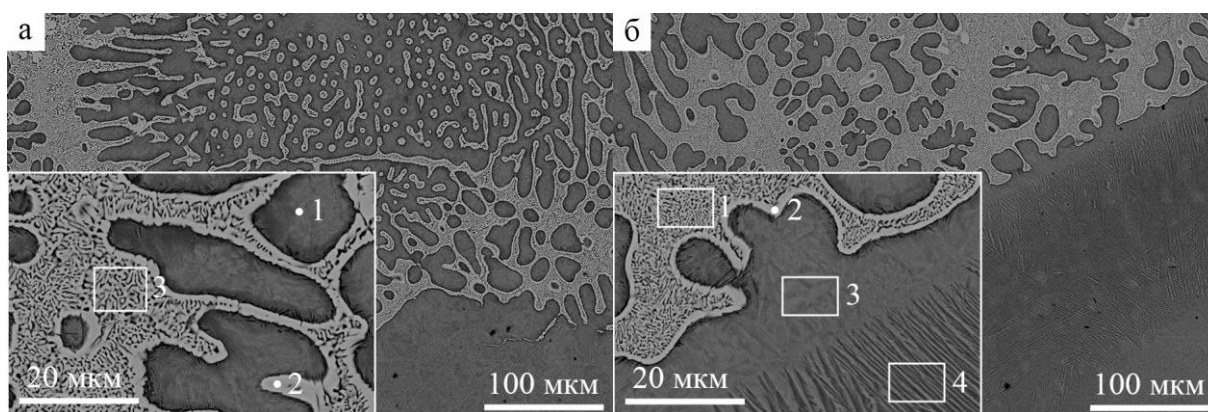


Рис. 5. СЭМ-изображения микроструктуры слоя IV и отмеченные на них участки ЭДС-анализа: а – область IV.1, б – область IV.2

Fig. 5. SEM-images of microstructure for layer IV and spots of EDS-analysis marked on them: а – area IV.1, б – area IV.2

Таблица 3. Результаты ЭДС анализа для слоя IV сплава Ni-Ti

Table 3. EDS data for layer IV of Ni-Ti alloy

Область	Спектр	Ni	Ti	Предполагаемые фазы
IV.1	1	8,9	91,1	Ti(Ni)
	2	29,6	70,4	NiTi ₂
	3	24,1	75,9	Ti(Ni) + NiTi ₂
IV.2	1	25,5	74,5	Ti(Ni) + NiTi ₂
	2	29,0	71,0	NiTi ₂
	3	8,6	91,4	Ti(Ni)
	4	4,2	95,8	Ti(Ni)

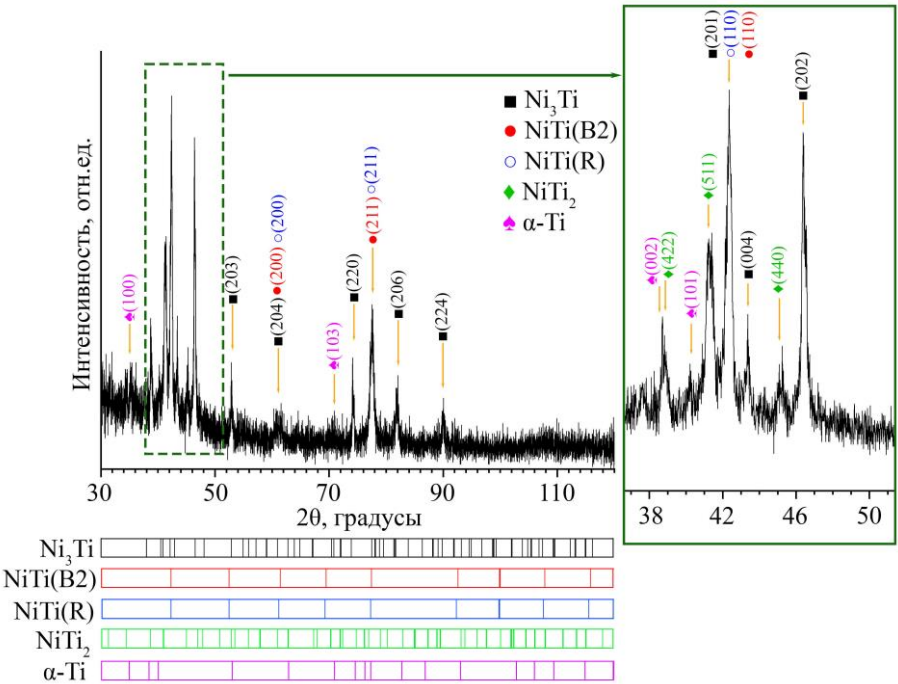


Рис. 6. Рентгенограмма, полученная для центральной части биметаллической заготовки Ni-Ti

Fig. 6. XRD pattern of the central part of Ni-Ti bimetallic billet

Для слоя IV наблюдается довольно сильный разброс значений микротвердости от 3 до 5 ГПа. Микроструктурный анализ показал, что для этой области характерно формирование неоднородной структуры с образованием твердых растворов никеля в титане, отличающихся содержанием никеля, твердой интерметаллической фазы NiTi_2 и механической смеси из твердого раствора Ti(Ni) и NiTi_2 . Поэтому значение микротвердости существенно зависит от того, в

какую из фаз (или их смесь) попадает индентор при измерении.

Наблюдаемое при расстоянии от подложки более 10 мм уменьшение микротвердости до 2 ГПа позволяет выделить еще одну характерную для аддитивно-полученного материала область V, соответствующую только твердому раствору Ti(Ni) .

Таким образом, на основе микроструктурного анализа удалось установить связь фазово-

го состава, структуры и микротвердости аддитивно-изготовленного биметаллического сплава. Приведенный выше анализ данных, полученных для центральной области образца, где происходило смешение компонент титановой и никелевой проволоки, продемонстрировал возможность формирования интерметаллидных соединений системы Ni-Ti разного состава и с разным соотношением интерметаллидных фаз. Это открывает перспективу использования метода проволоочной ЭЛАП для формирования объемных заготовок из сплавов никелида титана нужного фазового состава, заданной геометрии и с необходимыми прочностными свойствами.

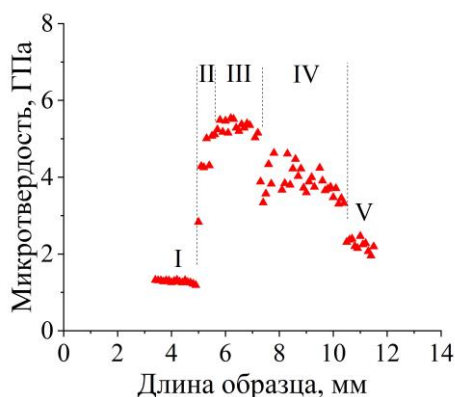


Рис. 7. Зависимость микротвердости от расстояния от подложки образца сплава Ni-Ti

Fig. 7. Microhardness vs distance from the substrate of Ni-Ti alloy sample

Заключение

В данной работе представлены результаты исследования микроструктуры, элементного и фазового состава, а также микротвердость биметаллического материала на основе Ni и Ti, полученного методом проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства.

Показано, что вблизи переходной зоны, для которой характерно смешение компонент титановой и никелевой проволоки, формируется несколько характерных областей с разным набором и морфологией фаз на основе Ni-Ti: в нижней части образца формируется область с чистым никелем, интерметаллиды Ni_3Ti , NiTi, NiTi₂ – в центральной «переходной» области между Ni и Ti, и α -Ti с разной концентрацией растворенного никеля – в верхней части. Для центральной (интерметаллидной) части заго-

товки установлена корреляция между изменением фазового состава и морфологией гетерофазной структуры на основе интерметаллидных фаз и значениями микротвердости.

Представленные данные позволяют рекомендовать метод проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства для формирования беспористых интерметаллидных материалов системы Ni-Ti, в том числе функциональных материалов с памятью формы.

Список литературы

1. Nematollahi, M., Baghbaderani, K. S., Amerinatanzi, A., Zamanian, H., Elahinia, M. Application of NiTi in assistive and rehabilitation devices: a review // *Bioengineering*. 2019. V. 6, N 2. 37 p.
2. Sharma, N., Raj, T., & Jangra, K. Applications of nickel-titanium alloy // *Journal of Engineering and Technology*. 2015. V. 5, N 1. P.1.
3. Costanza, G., Tata, M. E. Shape memory alloys for aerospace, recent developments, and new applications: A short review // *Materials*. 2020. V. 13, N 8. P. 1856.
4. Patel, S. K., Behera, B., Swain, B., Roshan, R., Sahoo, D., Behera, A. A review on NiTi alloys for biomedical applications and their biocompatibility // *Materials today: proceedings*. 2020. V. 33. P. 5548–5551.
5. Elahinia, M., Moghaddam, N. S., Andani, M. T., Amerinatanzi, A., Bimber, B. A., Hamilton, R. F. Fabrication of NiTi through additive manufacturing: A review. // *Progress in Materials Science*. 2016. V. 83. P. 630–663.
6. Frenzel, J., Zhang, Z., Neuking, K., Eggeler, G. High quality vacuum induction melting of small quantities of NiTi shape memory alloys in graphite crucibles // *Journal of Alloys and Compounds*. 2004. V. 385, N 1-2. P. 214–223.
7. Elahinia, M. H., Hashemi, M., Tabesh, M., Bhaduri, S. B. Manufacturing and processing of NiTi implants: A review. // *Progress in materials science*. 2012. V.57, N 5. P. 911–946.
8. Dutkiewicz, J., Rogal, Ł., Kalita, D., Kawałko, J., Węglowski, M. S., Kwieciński, K., Cesari, E. Microstructure, mechanical properties, and martensitic transformation in NiTi shape memory alloy fabricated using electron beam additive manufacturing technique // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022. P. 1–13.
9. 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. V.7, N 1. P. 45.
10. Kolubaev, E. A., Rubtsov, V. E., Chumakov, 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. V. 25, 6. P. 479–491.

11. Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D., Li, H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. V. 81. P. 465–481.

12. Löber, L., Biamino, S., Ackelid, U., Sabbadini, S., Epicoco, P., Fino, P., Eckert, J. Comparison of selective laser and electron beam melted titanium aluminides. 2011.

13. 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. V. 26, N 3. P. 485–498.

14. Астафурова, Е. Г., Астапов, Д. О., Загибалова, Е. А., Колубаев, Е. А. Анизотропия механических свойств интерметаллида системы Ni–Cr–Al, полученного методом двухпроволочного аддитивного производства. Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2024. Т. 21, № 4. С. 428–439.

15. Лякишев, Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. М.: Машиностроение. 1996. 992 с.

16. Kolli, R. P., Devaraj, A. A review of metastable beta titanium alloys // *Metals*. 2018. V. 8, N 7. P. 506.

17. Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Печерина О.А. Изменение макроструктуры и физико-механических свойств технически чистого никеля в процессе отжига в диапазоне 20°C – 600°C. // *Научные ведомости БелГУ*. 2012. Т. 27, № 11. С. 145–148.

18. Zhang, D., Li, Y., Wang, H., Cong, W. Ultrasonic vibration-assisted laser directed energy deposition in-situ synthesis of NiTi alloys: Effects on microstructure and mechanical properties // *Journal of Manufacturing Processes*. 2020. V. 60. P. 328–339.

19. Вольпе, Б. М., Евстигнеев, В. В., Милюкова, И. В., Сайгутин, Г. В. Исследование механизма структурообразования продуктов в СВС-системах никель-алюминий-легирующий элемент // *Физика горения и взрыва*. 1996. Т. 32, № 2. 9 с.

Информация об авторах

А. В. Лучин – аспирант, младший научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук.

Д. Ю. Гуртова – младший научный сотрудник лаборатории физики иерархических

структур в металлах и сплавах Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук.

Е. Г. Астафурова – доктор физико-математических наук, доцент, главный научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук.

Е. А. Колубаев – доктор технических наук, профессор РАН, директор Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук.

References

1. Nematollahi, M., Baghbaderani, K. S., Amerinatanzi, A., Zamanian, H., & Elahinia, M. (2019). Application of NiTi in assistive and rehabilitation devices: a review. *Bioengineering*, 6(2), 37.

2. Sharma, N., Raj, T., & Jangra, K. (2015). Applications of nickel-titanium alloy. *Journal of Engineering and Technology*, 5(1), 1.

3. Costanza, G., & Tata, M. E. (2020). Shape memory alloys for aerospace, recent developments, and new applications: A short review. *Materials*, 13(8), 1856.

4. Patel, S. K., Behera, B., Swain, B., Roshan, R., Sahoo, D., & Behera, A. (2020). A review on NiTi alloys for biomedical applications and their biocompatibility. *Materials today: proceedings*, 33, 5548–5551.

5. Elahinia, M., Moghaddam, N. S., Andani, M. T., Amerinatanzi, A., Bimber, B. A., & Hamilton, R. F. (2016). Fabrication of NiTi through additive manufacturing: A review. *Progress in Materials Science*, 83, 630–663.

6. Frenzel, J., Zhang, Z., Neuking, K., & Eggeler, G. (2004). High quality vacuum induction melting of small quantities of NiTi shape memory alloys in graphite crucibles. *Journal of Alloys and Compounds*, 385(1-2), 214–223.

7. Elahinia, M. H., Hashemi, M., Tabesh, M., & Bhaduri, S. B. (2012). Manufacturing and processing of NiTi implants: A review. *Progress in materials science*, 57(5), 911–946.

8. Dutkiewicz, J., Rogal, Ł., Kalita, D., Kawałko, J., Węglowski, M. S., Kwieciński, K., ... & Cesari, E. (2022). Microstructure, mechanical properties, and martensitic transformation in NiTi shape memory alloy fabricated using electron beam additive manufacturing technique. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1–13.

9. Özel, T., Shokri, H., & Loizeau, R. (2023). A review on wire-fed directed energy deposition

based metal additive manufacturing. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 7(1), 45.

10. Kolubaev, E. A., Rubtsov, V. E., Chu-maevsky, A. V., & Astafurova, E. G. (2022). Micro-, meso-and macrostructural design of bulk metallic and polycrystalline materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Physical Metallurgy*, 25(6), 479–491.

11. Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D., & Li, H. (2015). Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 81, 465–481.

12. Löber, L., Biamino, S., Ackelid, U., Sabbadini, S., Epicoco, P., Fino, P., & Eckert, J. (2011). Comparison of selective laser and electron beam melted titanium aluminides.

13. Negi, S., Nambolan, A. A., Kapil, S., Joshi, P. S., Karunakaran, K. P., & Bhargava, P. (2020). Review on electron beam based additive manufacturing. *Rapid Prototyping Journal*, 26(3), 485–498.

14. Astafurova, E. G., Astapov, D. O., Zagibalova, E. A., Astafurov, S. V. & Kolubaev, E. A. (2024). Anisotropy of mechanical properties of intermetallic Ni–Al–Cr produced by dual-wire electron-beam additive manufacturing. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(4), 428–439. (In Russ.).

15. Lyakishev, N. P. (1996). Diagrammy' sostoyaniya dvoyn'y'x metallicheskiy sistem: Spravochnik. M.: Mashinostroyeniye, 1, 992. (In Russ.).

16. Kolli, R. P., & Devaraj, A. (2018). A review of metastable beta titanium alloys. *Metals*, 8(7), 506.

17. Kamy'shanchenko N.V., Gal'czev A. V., Pecherina O.A. (2012). Izmeneniye makrostruktury i fiziko-mekhanicheskikh svoystv tekhnicheskikh chisto-

go nikelya v protsesse otzhiga v diapazone 20°C – 600°C. *Nauchny'e vedomosti BelGU*, 27(11), 145–148. (In Russ.).

18. Zhang, D., Li, Y., Wang, H., & Cong, W. (2020). Ultrasonic vibration-assisted laser directed energy deposition in-situ synthesis of NiTi alloys: Effects on microstructure and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*, 60, 328–339.

19. Vol'pe, B.M., Evstigneev, V.V., Milyukova, I.V., & Sajgutina, G. V. (1996). Issledovanie mexanizma strukturoobrazovaniya produktov v SVS-sistemax nikel'-al'yuminij-legiruyushhiy element. *Fizika goreniya i vzry'va*, 32(2), 9. (In Russ.).

Information about the authors

A. V. Luchin – Postgraduate Student, Junior Researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory of Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

D. Yu. Gurtova – Junior Researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory of Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

E. G. Astafurova – Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Docent, Chief Researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory of Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

E. A. Kolubaev – Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Director of Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 24.06.2025; одобрена после рецензирования 25.08.2025; принята к публикации 01.09.2025.

The article was received by the editorial board on 24 Jun. 2025; approved after reviewing 25 Aug. 2025; accepted for publication 01 Sep. 2025.