

УДК 621.762 : 669.2

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-1-26-35

Селективное лазерное плавление интерметаллидного титанового сплава

© 2018 г. А.А. Попович, В.Ш. Суфияров, И.А. Полозов, А.В. Григорьев

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (СПбПУ)

Статья поступила в редакцию 09.01.17 г., доработана 10.03.17 г., подписана в печать 13.03.17 г.

Проводилось исследование процесса *in situ* синтеза интерметаллидного сплава на основе соединения Ti_2AlNb с помощью технологии селективного лазерного плавления порошковых материалов. Объектом исследования служил сплав $Ti-22Al-25Nb$ (ат.%), основной фазой которого является интерметаллидное соединение Ti_2AlNb с упорядоченной орторомбической решеткой (O-фаза). Сплав $Ti-22Al-25Nb$ обладает высокими механическими свойствами как при комнатной, так и при повышенной температурах, а также низким удельным весом и считается перспективным материалом для использования в аэрокосмической отрасли. Для проведения экспериментов применялась механическая смесь чистых порошков титана, алюминия и ниобия в соотношении, необходимом для синтеза сплава $Ti-22Al-25Nb$. Селективное лазерное плавление, относящееся к аддитивным технологиям, наиболее перспективно для изготовления изделий путем послойного добавления материалов. Использование данной технологии позволяет изготавливать сложнопрофильные изделия на основе данных компьютерной модели детали. Селективным лазерным плавлением были изготовлены компактные образцы для исследований. Изучены микроструктура, плотность, фазовый состав и микротвердость этих образцов. Исследовано также влияние термической обработки в виде гомогенизации при температуре 1250 °C в течение 2,5 ч и последующего старения при 900 °C длительностью 24 ч на микроструктуру, фазовый состав и химическую однородность образцов. Показано, что полученный селективным лазерным плавлением компактный материал содержит нерасплавленные частицы ниобия. Проведение гомогенизирующего отжига позволяет достичь полного растворения этих частиц в материале, в результате чего микроструктура материала состоит из зерен B2-фазы различного размера и игольчатых выделений орто-фазы.

Ключевые слова: аддитивные технологии, селективное лазерное плавление, порошковая металлургия, титановые сплавы, интерметаллид, ортосплав.

Попович А.А. – докт. техн. наук, проф. кафедры «Технология и исследование материалов» (ТИМ) СПбПУ, директор Института металлургии, машиностроения и транспорта СПбПУ (195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29). E-mail: popovicha@mail.ru.

Суфияров В.Ш. – канд. техн. наук, вед. науч. сотр. НИЛ «Функциональные материалы» СПбПУ. E-mail: vadim.spbstu@yandex.ru.

Полозов И.А. – аспирант кафедры ТИМ, науч. сотр. НИЛ «Функциональные материалы» СПбПУ. E-mail: igor.polozov@gmail.com.

Григорьев А.В. – аспирант кафедры ТИМ СПбПУ, ген. конструктор ОАО «Климов» (194100, г. Санкт-Петербург, ул. Кантемировская, 11). E-mail: klimov@klimov.ru.

Для цитирования: Попович А.А., Суфияров В.Ш., Полозов И.А., Григорьев А.В. Селективное лазерное плавление интерметаллидного титанового сплава // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2018. No. 1. С. 26–35. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-1-26-35.

Popovich A.A., Sufiiarov V.Sh., Polozov I.A., Grigoriev A.V.

Selective laser melting of intermetallic titanium alloy

The *in-situ* synthesis of the Ti_2AlNb -based intermetallic alloy using selective laser melting of powder materials was studied. The object of research is the $Ti-22Al-25Nb$ alloy (at.%), the main phase of which is the Ti_2AlNb intermetallic compound with an ordered orthorhombic lattice (O phase). The $Ti-22Al-25Nb$ alloy has good mechanical properties at room and elevated temperatures, low specific weight, and is considered as a promising material for aerospace industry applications. Experiments used a mechanical mixture of pure titanium, aluminum and niobium powders in a ratio required for $Ti-22Al-25Nb$ alloy synthesis. Selective laser melting as an additive technology is the most promising way for additive layer manufacturing of parts. This technology allows manufacturing complex-shaped items based on CAD model data. Selective laser melting was used to make compact samples for investigations. Their microstructure, density, phase composition and microhardness were studied. In addition, the effect of heat treatment homogenization at 1250 °C for 2,5 h and then aging at 900 °C for 24 h on the microstructure and chemical homogeneity of samples were studied. It was shown that the compact material obtained by selective laser melting contains unmelted niobium particles. Homogenization annealing makes it possible to dissolve these particles completely in the alloy. As a result, the material microstructure consists of B2 phase grains of different sizes and needle-like precipitates of the orthorhombic phase.

Keywords: additive technologies, selective laser melting, powder metallurgy, titanium alloys, intermetallic alloy, orthorhombic alloy.

Popovich A.A. – Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of material science and technology, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (SPbPU) (195251, Russia, St. Petersburg, Politekhnicheskaya str., 29), director of Institute of metallurgy, mechanical engineering and transport SPbPU. E-mail: popovicha@mail.ru.

Sufiiarov V.Sh. – Cand. Sci. (Tech.), leading researcher of Laboratory of functional materials, SPbPU. E-mail: vadim.spbstu@yandex.ru.

Polozov I.A. – postgraduate student of Department of material science and technology, researcher of Laboratory of functional materials, SPbPU. E-mail: igor.polofov@gmail.com.

Grigoriev A.V. – postgraduate student of Department of material science and technology of SPbPU, chief designer of JSC «Klimov» (194100, Russia, St. Petersburg, Kantemirovskaya str., 11). E-mail: klimov@klimov.ru.

Citation: Popovich A.A., Sufiiarov V.Sh., Polozov I.A., Grigoriev A.V. Selektivnoe lazernoe plavlenie intermetallidnogo titanovogo splava. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2018. No. 1. P. 26–35.
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-1-26-35.

Введение

В последние 30 лет большое внимание уделяется исследованию и разработке интерметаллидных титановых сплавов для использования в газотурбинных двигателях вследствие их низкой плотности, высоких прочностных характеристик при повышенных температурах, коррозионной стойкости и предела ползучести [1–3]. Сплавы на основе соединения Ti_2AlNb , называемые орторомбическими, имеют более высокую удельную прочность и лучшую стабильность прочностных свойств при высоких температурах по сравнению с интерметаллидными сплавами на основе соединений $TiAl$ и Ti_3Al [4]. Однако низкая пластичность при комнатной температуре и плохая деформируемость данных сплавов обуславливают множество трудностей при традиционных методах производства (таких, какковка, прокатка, волочение) и существенно ограничивают их применение [5].

Аддитивные технологии (АТ), в отличие от традиционных субтрактивных методов, основаны на послойном изготовлении изделий [6]. Они известны уже более 20 лет и вначале предназначались преимущественно для создания макетов или прототипов деталей. С развитием АТ стало возможным получение сложной геометрии с использованием большого количества различных сплавов с высокими механическими характеристиками и плотностью, близкой к 100 % [7–9].

Селективное лазерное плавление (СЛП) относится к АТ и является одной из наиболее перспективных технологий для изготовления изделий путем послойного добавления материалов. СЛП заключается в послойном выборочном расплавлении металлического порошка в соответствии с конфигурацией сечения детали с помощью воз-

действия лазерного излучения [10]. Применение порошков отдельных элементов сплава для получения их механической смеси и получение из нее изделий — это относительно простой и распространенный прием в традиционной порошковой металлургии [11, 12]. Получение титановых сплавов из смеси порошков отдельных элементов показано на примере сплавов на основе $TiAl$ с помощью горячего прессования [13], а также сплава $Ti-22Al-25Nb$ на основе Ti_2AlNb посредством спекания и последующей термической обработки [11]. Использование смеси порошков отдельных элементов для *in situ* синтеза сплавов в процессе СЛП было продемонстрировано на примере сплавов $Ti-26Nb$ [14], $NiTi$ [15], а также порошка сплава $Ti6Al4V$ и порошка Mo [16].

Процесс изготовления изделий из интерметаллидных титановых сплавов с помощью АТ пока еще слабо изучен. Имеются работы по исследованию процесса послойного электронно-лучевого плавления порошка сплава на основе соединения $TiAl$ [17–19]. Авторами [20, 21] приведены результаты исследования микроструктуры и свойств образцов, полученных по технологии СЛП из порошков сплавов на основе $TiAl$. В настоящий момент процесс СЛП сплавов на основе соединения Ti_2AlNb как из легированных порошков, так и из порошковой смеси отдельных элементов остается неизученным.

Цель данной работы — установление возможности синтеза интерметаллидного сплава $Ti-22Al-25Nb$ из порошковой смеси отдельных элементов с помощью технологии селективного лазерного плавления, проведение исследований структурообразования после СЛП и последующей термической обработки.

Материалы и методика работы

Для изготовления образцов методом селективного лазерного плавления использовалась установка SLM280HL компании «SLM Solutions GmbH» (Германия). Она оборудована двумя лазерами с длиной волны 1,06 мкм мощностью 400 и 1000 Вт. Для исследования свойств изготавливались компактные цилиндрические образцы диаметром 20 мм и высотой 15 мм. Процесс СЛП осуществлялся в атмосфере аргона.

Плотность компактных образцов определяли с помощью гидростатического взвешивания в соответствии с ГОСТ 18898-89 «Изделия порошковые. Методы определения плотности, содержания масла и пористости».

Рентгенограммы образцов снимались на дифрактометре «Bruker D8 Advance» («Bruker Corp.», США) (излучение $\text{CuK}\alpha$). Предварительный фазовый анализ проводился с использованием программы DIFFRAC^{plus} Eva и базы данных JCPDS PDF-2.

Микроструктуру компактных образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) «Tescan Mira 3 LMU» («Tescan», Чехия), имеющем приставку для проведения энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Травление образцов осуществляли с помощью раствора, содержащего HF, HNO₃ и дистиллированную воду в соотношении 1 : 3 : 10.

Термическая обработка компактных образцов состояла из двух этапов: гомогенизирующий отжиг ($t = 1250$ °С, $\tau = 2,5$ ч) и старение ($t = 900$ °С, $\tau = 24$ ч).

Микротвердость компактных образцов измеряли с помощью твердомера «Buehler VH1150»

Гранулометрический состав исходных порошков

| Порошок | d_{10} , мкм | d_{50} , мкм | d_{90} , мкм |
|---------|----------------|----------------|----------------|
| Ti | 23,8 | 44,6 | 76,1 |
| Al | 8,5 | 21,2 | 41,1 |
| Nb | 15,1 | 32,9 | 65,1 |

(«Buehler», США) с нагрузкой 500 г и временем выдержки 10 с.

В качестве исходных материалов использовали порошки чистого титана (CP Ti Grade 2, аналог VT1-0), алюминия (чистота 99,9 %) и ниобия (марка НБП-1а, чистота 99,7 %). СЭМ-изображения частиц исходных порошков приведены на рис. 1. Частицы порошков Ti и Al имеют сферическую форму, в то время как для порошка Nb характерна оскользящая форма частиц.

Распределение размеров частиц исходных порошков представлено в таблице.

Порошковая смесь подготавливалась из исходных компонентов с помощью гравитационного смесителя в течение 12 ч. Использовалась следующая навеска исходных порошков, мас. %: 46,5 Ti, 10,9 Al, 42,6 Nb, что соответствует Ti–22Al–25Nb (ат. %).

Результаты и их обсуждение

Объектом исследования служил сплав Ti–22Al–25Nb (ат. %), основной фазой которого является интерметаллидное соединение Ti₂AlNb с упорядоченной орторомбической решеткой (O-фаза). Сплав Ti–22Al–25Nb обладает высокими механическими свойствами как при комнатной, так и при повы-

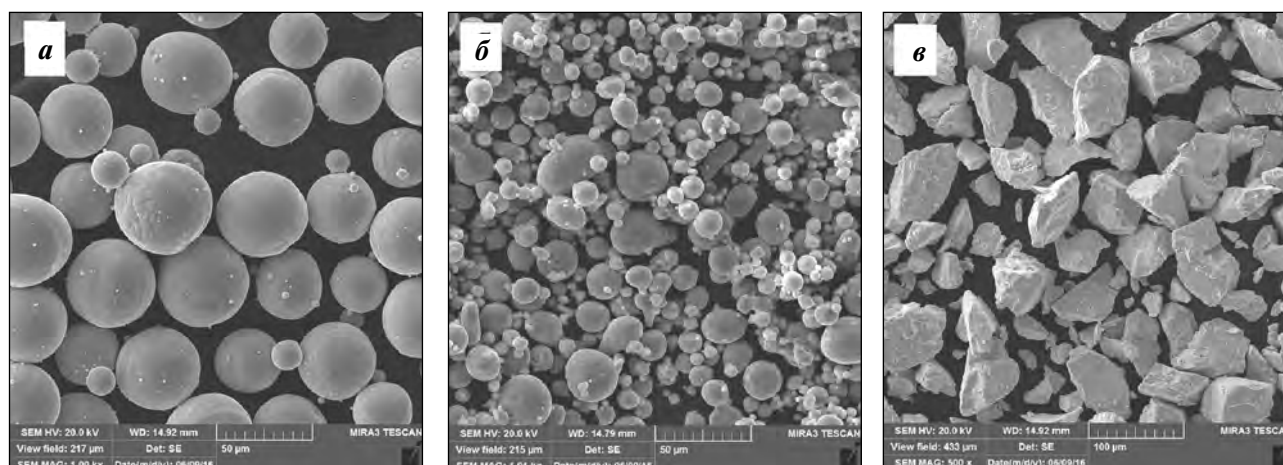


Рис. 1. СЭМ-изображения частиц исходных порошков Ti (а), Al (б) и Nb (в)

шенной температурах и считается перспективным для использования в аэрокосмической отрасли.

Исследование порошковой смеси

СЭМ-изображение подготовленной порошковой смеси, состав которой соответствует сплаву Ti–22Al–25Nb (ат.%), представлено на рис. 2. Ча-

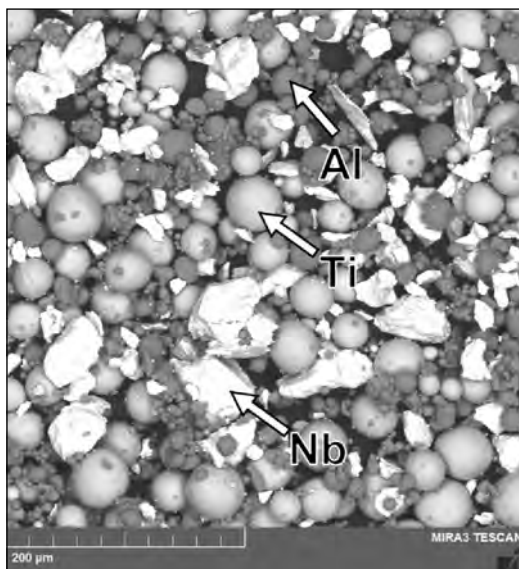


Рис. 2. СЭМ-изображение порошковой смеси сплава Ti–22Al–25Nb (ат.%), снятое в режиме обратноотраженных электронов

стицы порошка титана и алюминия имеют сферическую форму, что является важным для текучести порошковой смеси. Частицы Al-порошка по размеру меньше, чем Ti-частицы, и после перемешивания равномерно распределены в порошковой смеси (см. рис. 2), при этом в некоторых местах наблюдается коагуляция отдельных мелкодисперсных Al-частиц. Частицы Nb-порошка (на рис. 2 белого цвета) имеют оскольчатую форму и равномерно перемешаны с частицами Al и Ti.

Исследование сплава Ti–22Al–25Nb, синтезированного СЛП

На поверхности компактного образца, изготовленного селективным лазерным плавлением порошковой смеси Ti–22Al–25Nb, наблюдаются не полностью расплавленные Nb-частицы (рис. 3). Также присутствуют отдельные частицы Al-порошка, которые остались на поверхности образца и не были удалены с нее перед СЭМ-исследованием.

Измеренная относительная плотность образцов составила $99,55 \pm 0,17 \%$.

Исследование подготовленного микрошлифа образца Ti–22Al–25Nb показало присутствие неравномерно расположенных нерасплавленных Nb-частиц (на рис. 4 белого цвета). Аналогичный результат был получен авторами [14] при исполь-

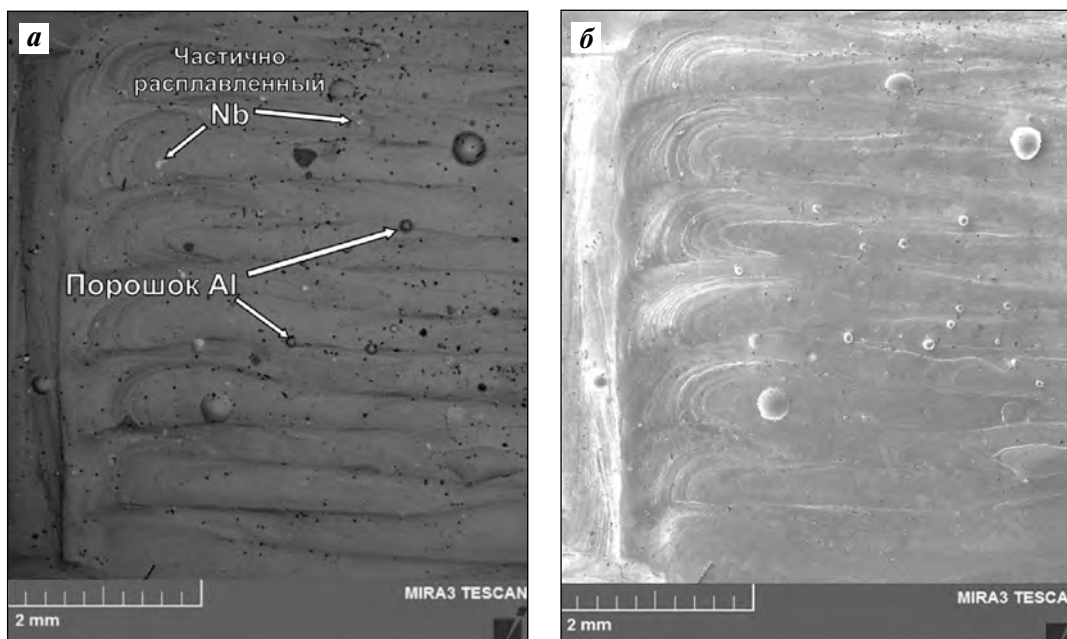


Рис. 3. СЭМ-изображения поверхности компактного образца из сплава Ti–22Al–25Nb, изготовленного методом СЛП

a – в режиме обратноотраженных электронов; *б* – во вторичных электронах

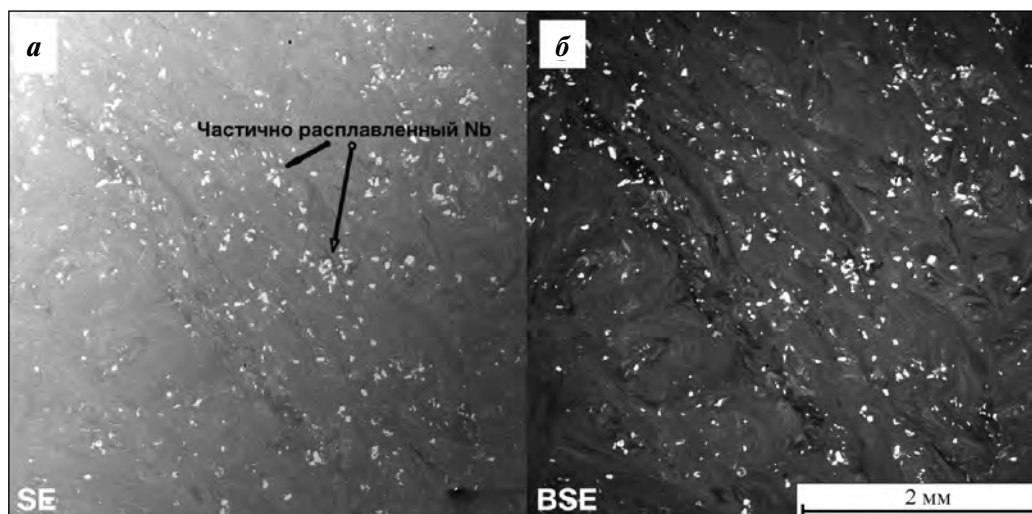


Рис. 4. СЭМ-изображения во вторичных (а) и отраженных (б) электронах микрошлифа сплава Ti–22Al–25Nb, изготовленного методом СЛП

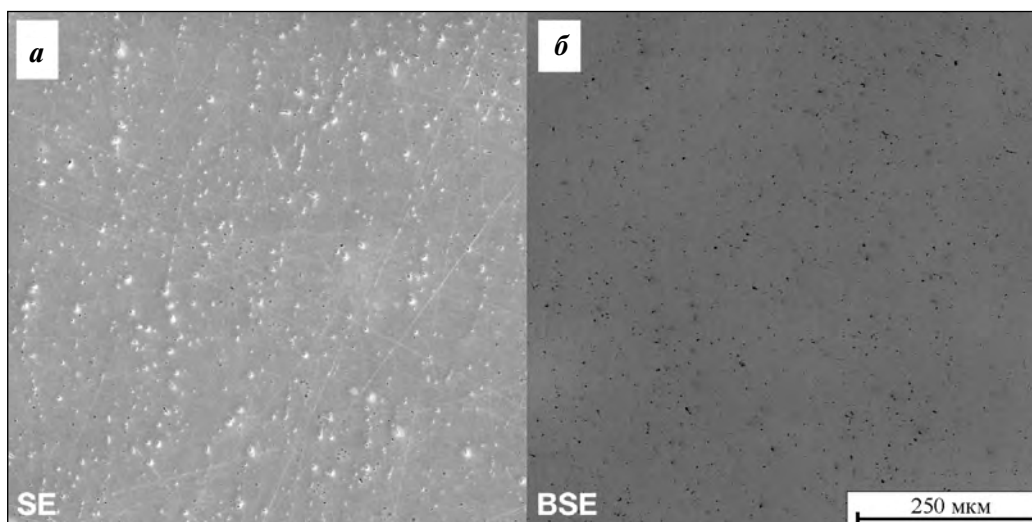


Рис. 5. СЭМ-изображения во вторичных (а) и отраженных (б) электронах микрошлифа сплава Ti–22Al–25Nb, изготовленного методом СЛП, после гомогенизирующего отжига при $t = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$

зовании в процессе СЛП порошковой смеси композиции Ti–26Nb. В работе [11] при спекании порошковой композиции Ti–22Al–25Nb при $t = 950\div 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в получаемом материале также наблюдались отдельные частицы Nb, однако в случае повышения температуры спекания $>1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходило растворение частиц Nb с образованием В2-фазы и интерметаллидных соединений.

Для полного растворения частиц ниобия и получения гомогенного сплава был проведен гомогенизирующий отжиг ($t = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$). Изучение образцов, изготовленных методом СЛП из порошковой смеси Ti–22Al–25Nb с последующим гомогени-

зирующим отжигом, показало, что компоненты сплава Ti, Al и Nb равномерно распределены по всему участку образца (рис. 5). Отдельных частиц Nb не наблюдается, что свидетельствует об их растворении в титановой матрице.

Однако, по результатам исследований энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией, в некоторых участках образца отмечены области с повышенной концентрацией Nb и пониженным содержанием Ti и Al по сравнению с другими участками (рис. 6), что, по-видимому, является следствием неполной гомогенизации материала при данном режиме отжига.

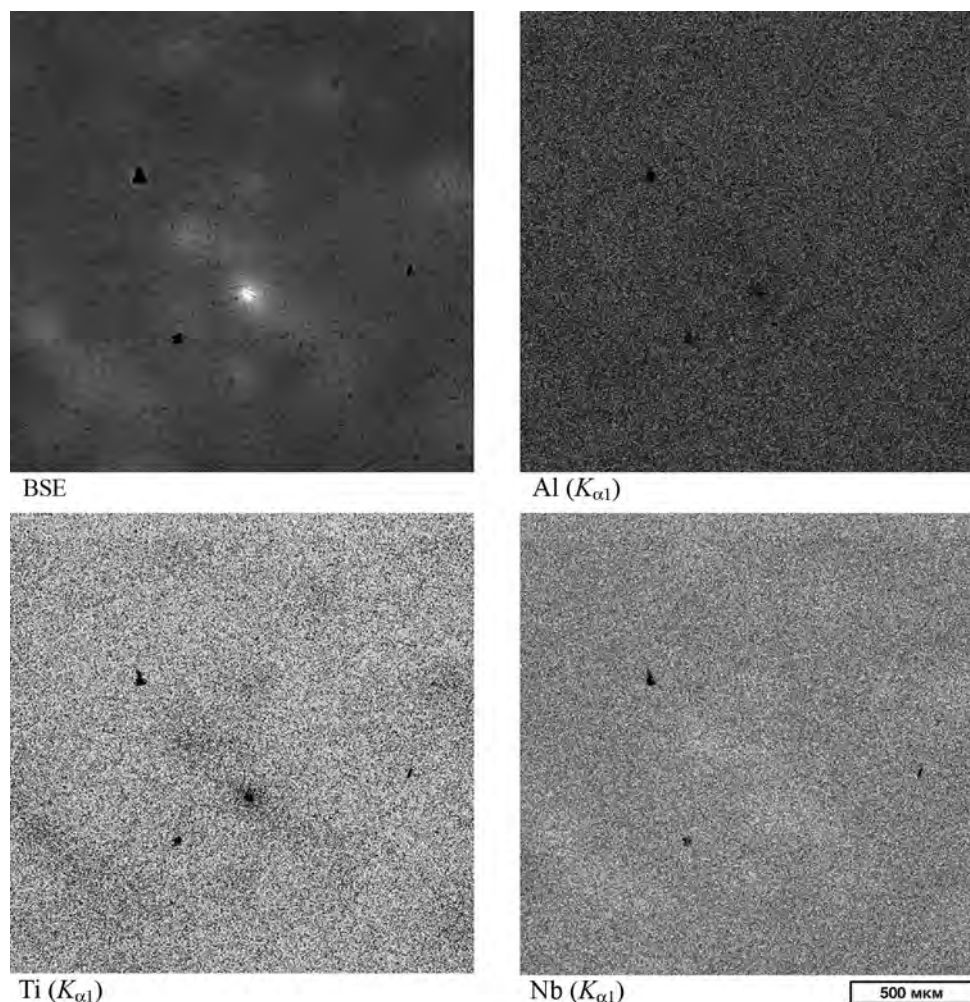


Рис. 6. Химические карты участка образца сплава Ti–22Al–25Nb, изготовленного методом СЛП, после гомогенизирующего отжига

Следующим этапом было изучение микроструктуры, для чего было выполнено травление микрошлифов. Микроструктура материала состоит из зерен В2-фазы (светло-серый цвет на рис. 7, а) различного размера, которые имеют как равноосную, так и неправильную форму. По границам зерен наблюдаются мелкодисперсные игольчатые выделения орто-фазы Ti_2AlNb (темно-серый цвет на рис. 7, б и в) [22]. Внутри зерен В2-фазы имеются выделения α_2-Ti_3Al (черный цвет на рис. 7, в).

Наличие указанных фаз подтверждается данными рентгеноструктурного анализа (рис. 8). Как видно из представленных результатов, материал, полученный с помощью СЛП, состоит из В2-фазы с растворенными в ней частицами Al и Nb.

Оптимальные механические свойства сплавов на основе соединения Ti_2AlNb достигаются с

помощью термической обработки для изменения размеров и объемной доли выделений вторичных фаз [23, 24]. Для увеличения объемной доли выделений О-фазы образцы после гомогенизирующего отжига ($t = 1250 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 2,5 \text{ ч}$) были подвергнуты старению при $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 24 ч с охлаждением на воздухе.

Микроструктура материала после старения представлена на рис. 9. Она состоит преимущественно равноосных зерен В2-фазы размером от 15 до 340 мкм. Внутри первичных зерен В2-фазы в результате старения образовались пластинчатые выделения О-фазы (рис. 9, б). Объемная доля этих выделений составляет $19,5 \pm 3,4 \%$. О-фаза также присутствует вдоль границ зерен толщиной около 1–2 мкм. При этом приграничные участки шириной около 2 мкм свободны от выделений и состоят из В2-фазы (рис. 9, в), что может быть вызвано диф-

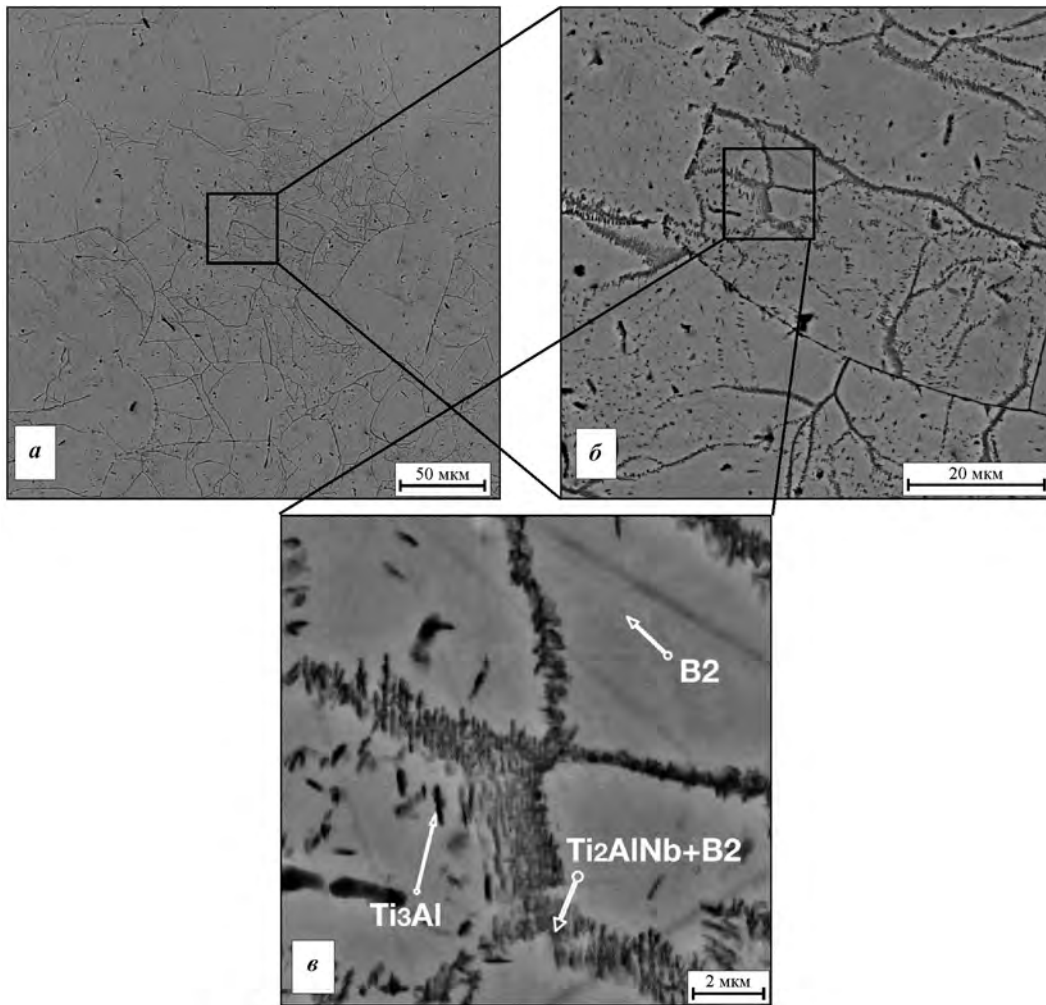


Рис. 7. Микроструктура образца, изготовленного методом СЛП из порошковой смеси Ti–22Al–25Nb, после отжига при $t = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$
a – увеличение $700\times$, *b* – $3000\times$, *в* – $15000\times$

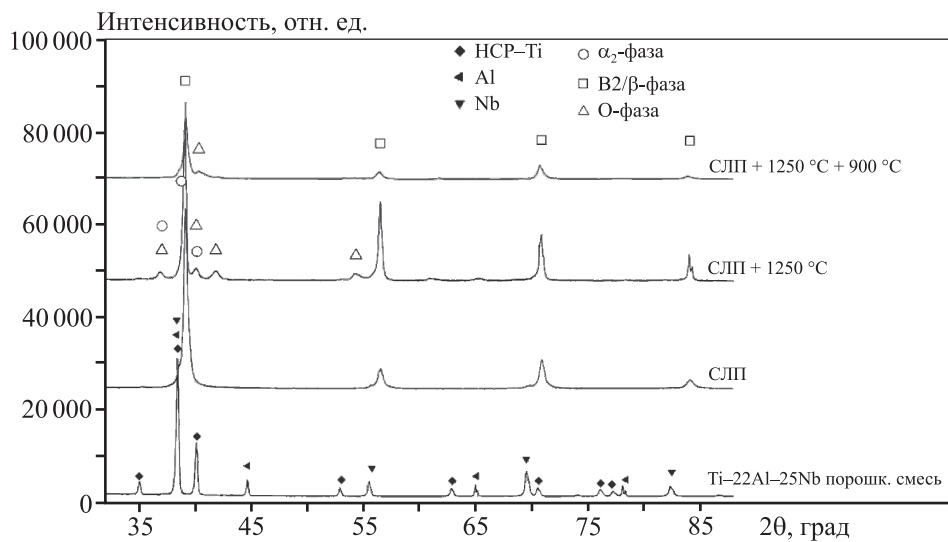


Рис. 8. Рентгенограммы порошковой смеси Ti–22Al–25Nb и образцов, изготовленных методом СЛП, подвергнутых затем гомогенизации и старению

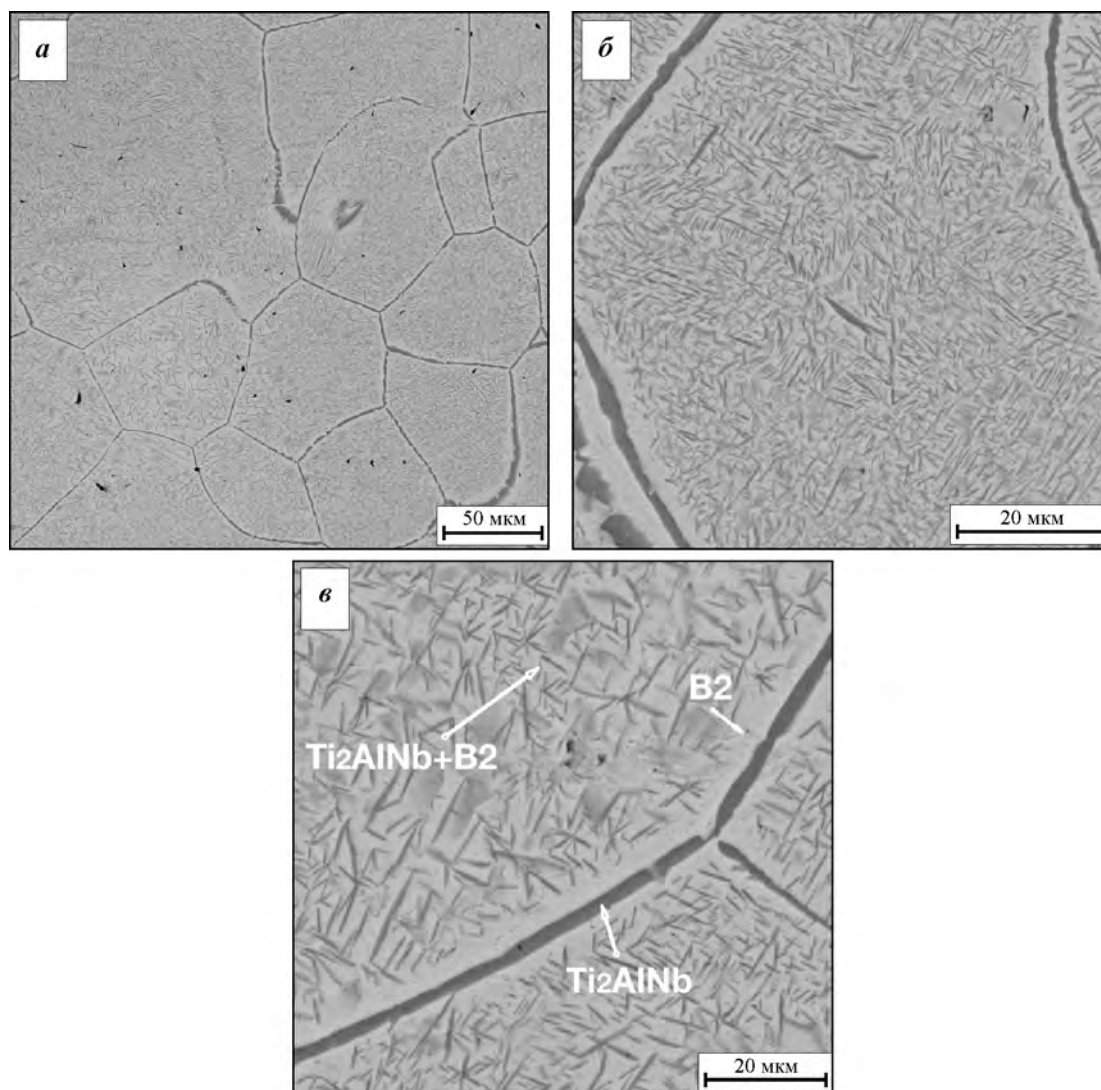


Рис. 9. Микроструктура образца сплава Ti–22Al–25Nb, изготовленного СЛП с последующими отжигом и старением
a – увеличение 800 \times , *б* – 3000 \times , *в* – 5000 \times

фузией легирующих элементов из приграничных зон к границам зерен. Таким образом, в результате старения наблюдается образование Ti_2AlNb -фазы в виде мелкодисперсных пластинчатых выделений внутри равноосных зерен B2-фазы, а также по границам этих зерен.

Для компактных образцов сплава Ti–22Al–25Nb в различных состояниях были проведены измерения микротвердости. У исходного образца она наименьшая: $338,6 \pm 7,4 HV_{0,5}$. После гомогенизирующего отжига при $t = 1250 \text{ }^\circ\text{C}$ этот показатель увеличился до $353,3 \pm 6,2 HV_{0,5}$. В результате последующего старения при $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$ микротвердость материала выросла незначительно — до $358,1 \pm 5,8 HV_{0,5}$. Повышение микротвердости об-

разца в результате термической обработки объясняется появлением вторичных выделений O-фазы. Незначительная разница значений микротвердости у образцов после гомогенизирующего отжига и после старения может быть обусловлена недостаточным количеством образовавшихся выделений O-фазы, что, по всей видимости, связано с неоптимальными параметрами термической обработки, используемыми в данной работе. Необходимо продолжить работу по поиску оптимального структурно-фазового состояния, обеспечивающего высокие механические характеристики синтезируемого сплава, а также провести испытания на разрыв при комнатной и повышенных температурах.

Заклучение

Приведены результаты исследований микро-структуры, фазового состава и микротвердости образцов сплава Ti—22Al—25Nb, изготовленных методом СЛП с использованием порошковых смесей элементных компонентов в качестве исходных материалов.

Установлено, что помощью СЛП возможно получение сплава Ti—22Al—25Nb с равномерным распределением в нем элементов. Присутствие в материале после СЛП не до конца расплавленных частиц Nb устраняется проведением гомогенизирующего отжига при $t = 1250$ °C в течение 2,5 ч, что обеспечивает растворение Nb-частиц в результате диффузии. Анализ химических карт подтверждает равномерное распределение элементов по всему участку образца, однако имеются области с более высоким содержанием Nb и меньшей концентрацией Ti и Al, что свидетельствует о, возможно, неполной гомогенизации материала для данного режима отжига.

Проведенные исследования микро-структуры материала после СЛП и гомогенизации показали, что он состоит из зерен В2-фазы различного размера как равноосной, так и неправильной формы. По границам зерен наблюдаются мелкодисперсные игольчатые выделения орто-фазы Ti_2AlNb , внутри зерен В2-фазы имеются выделения α_2-Ti_3Al .

Результатом старения при $t = 900$ °C в течение 24 ч является образование в микро-структуре материала Ti_2AlNb -фазы в виде мелкодисперсных пластинчатых выделений внутри равноосных зерен В2-фазы, а также по границам этих зерен.

Микротвердость образцов после СЛП составляет $338,6 \pm 7,4$ HV_{0,5}, гомогенизирующий отжиг приводит к ее увеличению до $353,3 \pm 6,2$ HV_{0,5}, а последующее старение — к незначительному повышению до $358,1 \pm 5,8$ HV_{0,5}.

Литература/References

1. Lütjering G., Williams J.C. Titanium. Berlin: Springer Berlin Heidelberg, 2007.
2. Kim Y.-W. Ordered intermetallic alloys. Pt. III: Gamma titanium aluminides. *JOM*. 1994. Vol. 46. P. 30—39.
3. Gogia A.K., Nandy T.K., Banerjee D., Carisey T., Strudel J.L., Franchet J.M. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti—Al—Nb system. *Intermetallics*. 1998. Vol. 6. P. 741—748.
4. Chen W., Li J.W., Xu L., Lu B. Development of Ti_2AlNb alloys: opportunities and challenges. *Adv. Mater. Process*. 2014. Vol. 172. P. 23—27.
5. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Gamma titanium aluminide alloys: Science and technology. John Wiley & Sons, 2011.
6. Popovich A., Sufiiarov V. Metal powder additive manufacturing: Chapter 10. In: *New trends in 3D printing*. London: InTech, 2016. P. 215—236.
7. Smelov V.G., Sotov A.V., Agapovichev A.V., Tomilina T.M. Selective laser melting of metal powder of steel 316L. *IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng*. 2016. Vol. 142. No. 1. P. 012071.
8. Popovich A., Sufiiarov V., Polozov I., Borisov E., Masaylo D., Orlov A. Microstructure and mechanical properties of additive manufactured copper alloy. *Mater. Lett*. 2016. Vol. 179. P. 38—41.
9. Holzweissig M.J., Taube A., Brenne F., Schaper M., Nien-dorf T. Microstructural characterization and mechanical performance of hot work tool steel processed by selective laser melting. *Metall. Mater. Trans. B*. 2015. Vol. 46. No. 2. P. 545—549.
10. Popovich A., Sufiiarov V., Borisov E., Polozov I. Micro-structure and mechanical properties of Ti—6Al—4V manufactured by SLM. *Key Eng. Mater*. 2015. Vol. 651—653. P. 677—682.
11. Wang G., Yang J., Jiao X. Microstructure and mechanical properties of Ti—22Al—25Nb alloy fabricated by elemental powder metallurgy. *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. Vol. 654. P. 69—76.
12. Froes F.H., Mashl S.J., Hebeisen J.C., Moxson V.S., Duz V. The technologies of titanium powder metallurgy. *JOM*. 2004. Vol. 56. P. 46—48.
13. Wang Y.H., Lin J.P., He Y.H., Wang Y.L., Lin Z., Chen G.L. Reaction mechanism in high Nb containing TiAl alloy by elemental powder metallurgy. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China* (Engl. ed.). 2006. Vol. 16. P. 853—857.
14. Fischer M., Jogueat D., Robin G., Peltier L., Laheurte P. In situ elaboration of a binary Ti—26Nb alloy by selective laser melting of elemental titanium and niobium mixed powders. *Mater. Sci. Eng. C*. 2016. Vol. 62. P. 852—859.
15. Zhang B., Chen J., Coddet C. Microstructure and transformation behavior of in-situ shape memory alloys by selective laser melting Ti—Ni mixed powder. *J. Mater. Sci. Technol*. 2013. Vol. 29. P. 863—867.
16. Vrancken B., Thijs L., Kruth J.-P., Humbeeck J. Van. Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective laser melting. *Acta Mater*. 2014. Vol. 68. P. 150—158.
17. Murr L.E., Gaytan S.M., Ceylan A., Martinez E., Martinez J.L., Hernandez D.H., Machado B.I., Ramirez D.A.,

- Medina F., Collins S., Wicker R.B. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting. *Acta Mater.* 2010. Vol. 58. P. 1887—1894.
18. Schwerdtfeger J., Körner C. Selective electron beam melting of Ti—48Al—2Nb—2Cr: Microstructure and aluminium loss. *Intermetallics.* 2014. Vol. 49. P. 29—35.
 19. Biamino S., Penna A., Ackelid U., Sabbadini S., Tassa O., Fino P., Pavese M., Gennaro P., Badini C. Electron beam melting of Ti—48Al—2Cr—2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation. *Intermetallics.* 2011. Vol. 19. P. 776—781.
 20. Gussone J., Hagedorn Y.-C., Gherekhloo H., Kasperovich G., Merzouk T., Hausmann J. Microstructure of γ -titanium aluminide processed by selected laser melting at elevated temperatures. *Intermetallics.* 2015. Vol. 66 P. 33—140.
 21. Li W., Liu J., Wen S., Wei Q., Yan C., Shi Y. Crystal orientation, crystallographic texture and phase evolution in the Ti—45Al—2Cr—5Nb alloy processed by selective laser melting. *Mater. Character.* 2016. Vol. 113. P. 125—133.
 22. Peng J., Mao Y., Li S., Sun X. Microstructure controlling by heat treatment and complex processing for Ti₂AlNb based alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2001. Vol. 299. P. 75—80.
 23. Jia J., Zhang K., Jiang S. Microstructure and mechanical properties of Ti—22Al—25Nb alloy fabricated by vacuum hot pressing sintering. *Mater. Sci. Eng. A.* 2014. Vol. 616. P. 93—98.
 24. Wu J., Xu L., Lu Z., Lu B., Cui Y., Yang R. Microstructure design and heat response of powder metallurgy Ti₂AlNb alloys. *J. Mater. Sci. Technol.* 2015. Vol. 31. P. 1251—1257.