



УДК 621.762

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-1-31-39>Научная статья
Research article

Влияние меди на микроструктуру и механические свойства титанового орто-сплава, изготовленного методом селективного лазерного плавления

И. А. Полозов[✉], В. В. Соколова, А. М. Грачева, А. А. ПоповичСанкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
Россия, 195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29[✉ polozov_ia@spbstu.ru](mailto:polozov_ia@spbstu.ru)

Аннотация. Проведено исследование интерметаллидного орторомбического титанового сплава, полученного методом селективного лазерного плавления (СЛП) с добавлением меди в количестве от 0 до 6 мас. % с помощью *in situ* легирования в процессе изготовления с использованием подогрева подложки от 300 до 850 °С. Показано, что введение меди в сплав способствовало измельчению зерна первичной B2/β-фазы и изменению механических свойств. В результате рентгеноструктурного анализа и сканирующей микроскопии была выявлена микроструктура, состоящая из B2/β-фазы с выделениями орторомбической фазы. Также в образцах прослеживается наличие небольшого количества α₂-Ti₃Al-фазы, количество которой увеличивается с повышением содержания меди в сплаве. Методом дифференциальной сканирующей калометрии установлено, что добавление меди приводит к смещению температур фазовых превращений в область более высоких температур и сужает область α₂-Ti₃Al + B2/β + Ti₂AlNb. Введение меди до 6 мас. % обуславливает разупрочнение и охрупчивание орторомбического сплава с формированием мелкозернистой микроструктуры, средний размер зерна которой составил 8,3 мкм. Результаты энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии показали наличие на границах зерен интерметаллидной О-фазы, что способствовало увеличению твердости на 12 % в сравнении с орторомбическим сплавом без добавления меди после СЛП с подогревом подложки при 850 °С. Наилучшие пластические свойства проявил сплав с содержанием меди 4 мас. % при пределе прочности 1080 МПа, что сопоставимо со значением прочности орто-сплава, полученного методом СЛП после горячего изостатического прессования.

Ключевые слова: орторомбический сплав, аддитивное производство, авиационные сплавы, легирование, *in situ* легирование

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30004, <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Для цитирования: Полозов И.А., Соколова В.В., Грачева А.М., Попович А.А. Влияние меди на микроструктуру и механические свойства титанового орто-сплава, изготовленного методом селективного лазерного плавления. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2024;18(1):31–39. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-1-31-39>

Influence of copper on the microstructure and mechanical properties of titanium ortho-alloy produced by selective laser melting

I. A. Polozov[✉], V. V. Sokolova, A. M. Gracheva, A. A. Popovich

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
29 Polytekhnicheskaya Str., St. Petersburg 195251, Russian Federation

✉ polozov_ia@spbstu.ru

Abstract. This study explores an intermetallic orthorhombic titanium alloy produced by incorporating varying copper concentrations ranging from 0 to 6 wt. % through in-situ doping during selective laser melting (SLM) fabrication, coupled with simultaneous substrate preheating. The investigation delves into the influence of copper introduction on grain refinement within the primary B2/β-phase and subsequent alterations in mechanical properties. Through X-ray diffraction analysis and scanning electron microscopy, the microstructure characterized by the presence of the B2/β-phase and orthorhombic phase precipitates was identified. Additionally, the detection of a minor quantity of the α₂-Ti₃Al-phase was noted, with its proportion increasing proportionally with the augmentation of copper content. Differential scanning calorimetry revealed a shift in the phase transformation temperatures towards higher temperatures and a constricted α₂-Ti₃Al + B2/β + Ti₂AlNb region, attributed to the inclusion of copper. The addition of copper, up to 6 wt. %, resulted in the softening and embrittlement of the orthorhombic alloy, forming a fine-grained microstructure with an average grain size of 8.3 μm. Energy dispersive X-ray spectroscopy confirmed the presence of an intermetallic O-phase along the grain boundaries, contributing to a 12 % increase in hardness compared to the orthorhombic alloy without copper after SLM with substrate heating at 850 °C. An alloy containing 4 wt. % copper exhibited superior plastic properties and a tensile strength of 1080 MPa, comparable to the strength of the orthorhombic alloy obtained via SLM followed by hot isostatic pressing.

Keywords: orthorhombic alloy, additive manufacturing, aviation alloys, doping, *in situ* doping

Acknowledgements: The research is supported by the grant awarded by the Russian Science Foundation No. 23-79-30004, <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

For citation: Polozov I.A., Sokolova V.V., Gracheva A.M., Popovich A.A. Influence of copper on the microstructure and mechanical properties of titanium ortho-alloy produced by selective laser melting. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2024; 18(1):31–39. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-1-31-39>

Введение

Интерметаллидные сплавы на базе алюминидов титана получили особое внимание со стороны исследователей как потенциальные жаропрочные материалы для замены никелевых сплавов, применяемых в автомобильной и аэрокосмической отраслях промышленности. Орторомбические титановые сплавы выделяют среди прочих благодаря их способности к жаростойкости и сопротивлению ползучести при повышенных температурах, обуславливаемой наличием орторомбического интерметаллида Ti₂AlNb [1]. В то же время присутствие интерметаллидной фазы вызывает сложности при изготовлении изделий из этих сплавов традиционными методами [2–4].

Современные сплавы на основе орторомбического алюминид титана во многом превосходят предшествующее поколение сплавов, базирующихся на интерметаллиде Ti₃Al. Хорошо известно, что введение в сплавы на основе алюминид титана таких изоморфных к бета-фазе легирующих элементов, как Mo, V, Ta и, в особенности, Nb, позволило улучшить характеристики ползучести и прочности при повышенных температурах [5–7]. С целью реше-

ния проблемы охрупчивания титановых сплавов при пониженных температурах, а также улучшения прочностных характеристик применяют легирование медью [8]. В ранее проведенных исследованиях показано, что образующаяся эвтектика в таких сплавах содержит интерметаллид Ti₂Cu, который выступает в качестве упрочняющего компонента [9; 10]. Введение меди позволяет также уменьшить температурный градиент в процессе лазерного формования в порошковой ванне и способствовать образованию равноосных эвтектоидных зерен в бинарном сплаве за счет эффекта концентрационного переохлаждения [11; 12]. Несмотря на положительное влияние меди с точки зрения обеспечения высокой теплопроводности и жаростойкости, различие в температурах плавления компонентов повышает риск формирования газовых пор и трещин [13].

Литье интерметаллидных титановых сплавов требует строгого соблюдения особых условий изготовления, включая высокое качество поверхности литейных форм, а также высокие температуры и защитную атмосферу для предотвращения образования дефектов [14]. Повышенная хрупкость и плохая обрабатываемость резанием делают механическую обра-

ботку интерметаллидных сплавов трудозатратным и дорогостоящим процессом [15; 16]. В связи с этим актуальным является применение аддитивных технологий (АТ) для получения изделий из интерметаллидных титановых сплавов [17; 18]. Производство интерметаллидных сплавов с помощью АТ зачастую сопровождается образованием трещин и, в отличие от литейных процессов, характеризуется на порядок более высокой скоростью охлаждения, что способствует возникновению высоких термических напряжений [13]. Одним из подходов к уменьшению термических напряжений в технологии селективного лазерного плавления (СЛП) является контроль температурных условий при кристаллизации. Было показано, что формирование бездефектных интерметаллидных образцов требует дополнительного высокотемпературного подогрева подложки в процессе СЛП [19]. Установлено, что для получения бездефектных образцов из орто-сплава Ti_2AlNb с добавлением микролегирующих элементов необходим подогрев подложки более 800 °С [20]. Тем не менее влияние меди на технологичность получения орто-сплава в процессе СЛП еще не было подробно изучено [21].

Среди относительно новых подходов, позволяющих упростить производство и снизить затраты на получение новых сплавов и изделий из них, является *in situ* синтез. Синтез сплава требуемого состава из элементных порошков давно осуществляется методами порошковой металлургии, включая такие технологии, как горячее изостатическое прессование (ГИП) [22] и искровое плазменное спекание [23]. Для сплавов на основе титана уже были применены подобные подходы, в том числе в процессе селективного лазерного плавления и других технологиях аддитивного производства [21; 24; 25].

В данной работе приведены результаты исследования *in situ* легированного орторомбического титанового сплава, полученного по технологии селективного лазерного плавления, формирования структуры

и изменения фазового состава при добавлении меди в количестве от 0 до 6 мас. %.

Методика исследований

Для проведения исследования использовалась порошковая смесь, полученная путем перемешивания порошка орто-сплава $Ti-22Al-23Nb-0,8Mo-0,3Si-0,4C-0,1B-0,2Y$ (ат. %) (производства «AMC Powders Co. Ltd», Китай) и порошка меди марки ПМС-1 в количестве 2, 4 и 6 мас. % (рис. 1) с помощью гравитационного смесителя в течение 12 ч. Медный порошок с чистотой 99,5 % был изготовлен электролитическим методом и характеризуется дендритной морфологией частиц. Исходный порошок орто-сплава с частицами сферической формы (их средний размер $d_{50} = 33$ мкм) был получен методом газовой атомизации.

Из полученной смеси для исследования микроструктуры были изготовлены образцы размером 10×10×10 мм по технологии СЛП на установке «AconityMIDI» (Aconity3D GmbH, Германия), оснащенной волоконным лазером с длиной волны 1070 нм и максимальной мощностью 1000 Вт. Изготовление образцов производилось в защитной атмосфере аргона, при этом перед началом процесса лазерной обработки осуществлялся подогрев подложки до температур 300, 500 и 850 °С. Диапазон температур подогрева подложки выбирался в области эвтектидного превращения Ti_2Cu , а также исходя из результатов предыдущих исследований процесса СЛП орторомбических сплавов [26].

Изготовление образцов методом СЛП производилось при использовании уровня объемной плотности энергии 49 Дж/мм³. Значения основных технологических параметров СЛП были выбраны на основе ранее проведенных исследований процесса СЛП орто-сплава [20], в ходе которых были определены показатели, обеспечивающие получение образцов

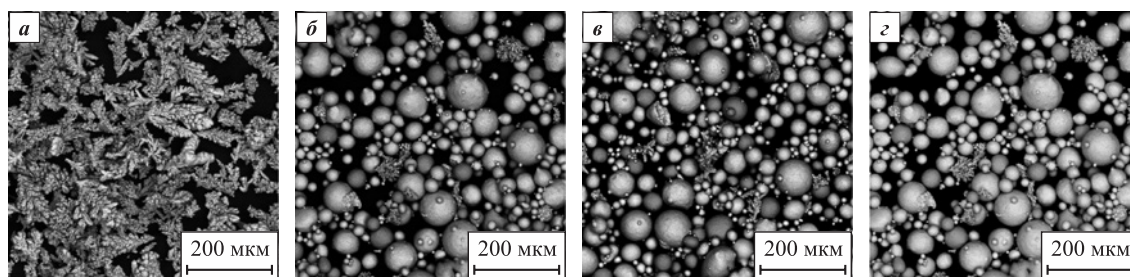


Рис. 1. СЭМ-изображения исходного порошка меди (а) и порошковой смеси орто-сплав + медь при различном содержании меди (б–г)

Cu, мас. %: б – 2; в – 4; г – 6

Fig. 1. SEM images of initial copper powder (a) and powder mixture ortho-alloy + copper at various Cu contents (б–г)

Cu, wt. %: б – 2; в – 4; г – 6

с относительной плотностью более 99 %. Для изучения механических свойств изготавливались образцы диаметром 12 мм и длиной 70 мм, из которых с помощью механической обработки были получены образцы с размерами в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Для микроструктурного и энергодисперсионного (EDX) анализов применялся сканирующий электронный микроскоп «Mira 3 LMU SEM» (Tescan, Чехия). Рентгенофазовый анализ (РФА) проводился с помощью рентгеновского дифрактометра «Bruker D8 Advance» (Bruker, Бремен, Германия) с излучением CuK_α ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$). Дифференциальная сканирующая калометрия (ДСК) осуществлялась с использованием анализатора «STA409 Netzch/Pegasus» (Netzch, Германия) со скоростью нагрева $10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ в потоке аргона. Твердость образцов измерялась на установке «Buehler VN1150» (Buehler, США) с нагрузкой 500 г. Испытания на растяжение проводили на испытательной машине «Zwick/Roell Z100» (Zwick/Roell, Германия).

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 приведены изображения микроструктур образцов орто-сплава с 6 мас. % меди, изготовленных методом СЛП при различных температурах подогрева подложки. Микроструктура и фазовый состав орто-сплава с добавлением меди претерпевают значительные трансформации при изменении температуры подложки в процессе СЛП. При использовании относительно невысокой температуры подогрева $300 \text{ }^\circ\text{C}$ микроструктура характеризуется однофазной структурой, состоящей из $\text{B2}/\beta$ -фазы с ОЦК-решеткой (рис. 2, а). На образцах отмечаются трещины, возникшие вследствие термических напряжений. Повышение температуры подогрева до $500 \text{ }^\circ\text{C}$ способствует выделению орторомбической Ti_2AlNb -фазы (темно-серого цвета) по границам первичных β -зерен (рис. 2, б). Дальнейшее повышение температуры до $850 \text{ }^\circ\text{C}$ приводит к утолщению выделений орто-фазы по границам

β -зерен (рис. 2, в), а внутри β -зерен образуются мелко-дисперсные игольчатые выделения орто-фазы (серый цвет). Участки с повышенным содержанием меди с помощью микроструктурного анализа не были обнаружены. Энергодисперсионный анализ показал, что в результате СЛП порошковой смеси медь равномерно распределена в объеме образца. Полученные результаты изменения микроструктуры и фазового состава орто-сплава с добавлением меди при варьировании температуры подогрева подложки коррелируют с проведенным ранее исследованием для орто-сплава без меди [20]. Однако добавление меди привело к более выраженному образованию приграничных выделений орто-фазы и меньшему размеру первичных β -зерен.

В случае орто-сплава с добавлением меди для получения образцов с минимальным количеством дефектов в виде трещин необходимо применять высокотемпературный подогрев подложки, так как в случае $t = 300$ и $500 \text{ }^\circ\text{C}$ изготовленные образцы характеризовались наличием трещин, образовавшихся вследствие высоких остаточных напряжений, аналогично орто-сплаву без добавления меди [20]. Таким образом, дальнейшие исследования проводились с использованием образцов, изготовленных при температуре подогрева подложки $850 \text{ }^\circ\text{C}$.

На рис. 3 приведены изображения микроструктур образцов орто-сплава при различном содержании меди. Независимо от количества меди в сплаве образцы характеризуются двухфазной $\text{B2}/\beta + \text{Ti}_2\text{AlNb}$ -микроструктурой, что подтверждается результатами рентгенофазового анализа (рис. 4). Также, согласно РФА, в образцах имеется небольшая доля α_2 - Ti_3Al -фазы (белый цвет), количество которой увеличивается с повышением содержания меди в сплаве. При этом интерметаллидные выделения Ti_2Cu , характерные для системы $\text{Ti}-\text{Cu}$, в микроструктуре полученных образцов не были обнаружены, что может быть связано с высокой скоростью охлаждения, присущей процессу СЛП. Для полученных микроструктур отличительной особенностью является наследственное влияние

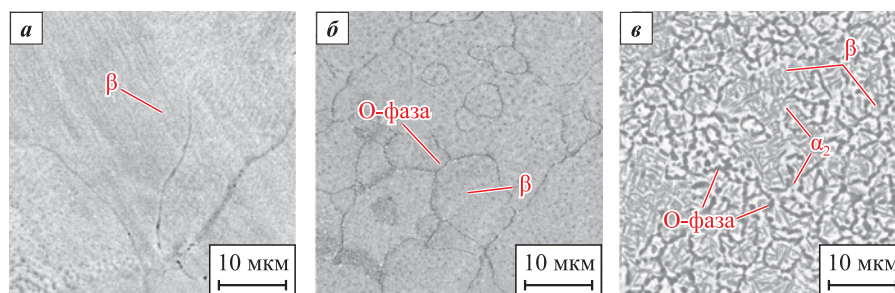


Рис. 2. Микроструктура орто-сплава с добавлением 6 мас. % меди, изготовленного при температурах подогрева подложки $300 \text{ }^\circ\text{C}$ (а), $500 \text{ }^\circ\text{C}$ (б) и $850 \text{ }^\circ\text{C}$ (в)

Fig. 2. Microstructure of ortho-alloy with 6 wt. % Cu substrate preheating at $300 \text{ }^\circ\text{C}$ (a), $500 \text{ }^\circ\text{C}$ (b) and $850 \text{ }^\circ\text{C}$ (c)

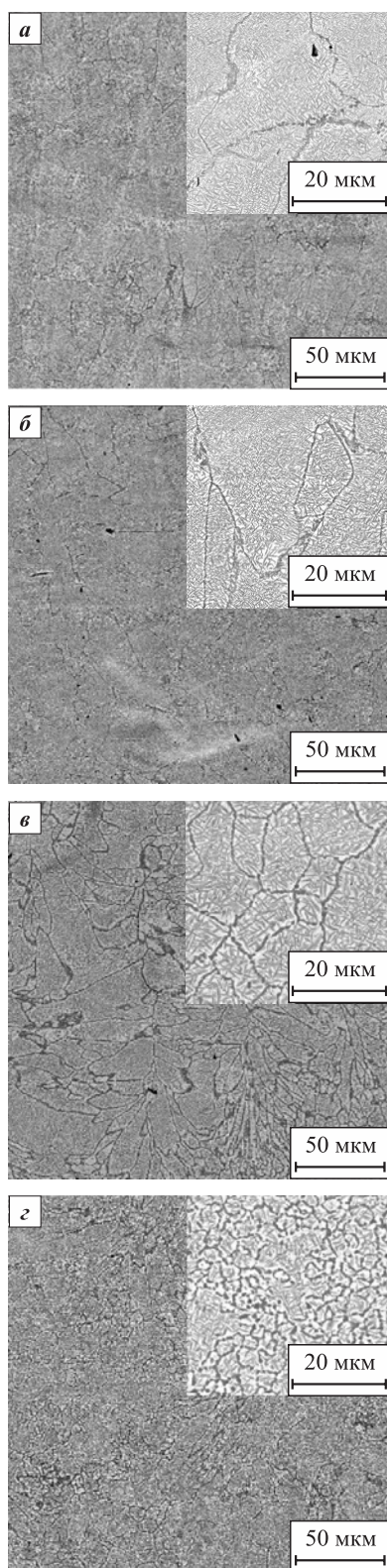


Рис. 3. Изображения микроструктур образцов орто-сплава, изготовленных методом СЛП, при различном содержании меди в порошковой смеси

Cu, мас. %: а – 0; б – 2; в – 4; г – 6

Fig. 3. Microstructure images of ortho-alloy samples produced by SLM, Cu content in the powder mixture

Cu, wt. %: а – 0; б – 2; в – 4; г – 6

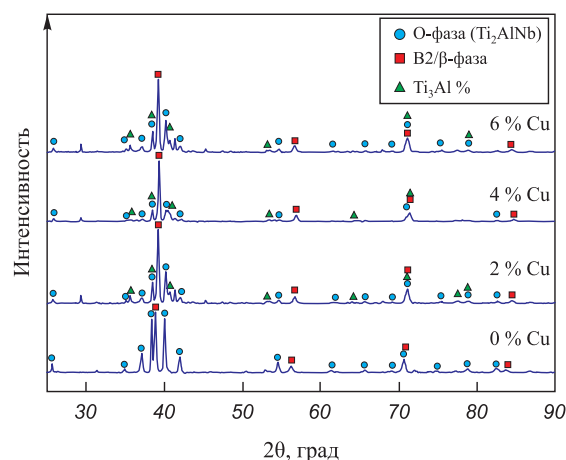


Рис. 4. Результаты рентгенофазового анализа образцов орто-сплава с различным содержанием меди, изготовленных методом СЛП при температуре подогрева подложки 850 °С

Fig. 4. X-ray phase analysis of ortho-alloy samples with copper content variation produced by SLM method at substrate preheating of 850 °С

контуров ванны расплава. По границам ванн расплава имеются в основном мелкие равноосные зерна, а вытянутые зерна в большей степени наблюдаются в центральной части ванны (рис. 3, в). Такое распределение повторяет направление теплоотвода, которое преимущественно совпадает с направлением выращивания. Так, в работе [27] отмечается формирование комбинированной микроструктуры со столбчатыми и равноосными кристаллитами, имеющими разное расположение вдоль траектории движения лазера в зависимости от скорости сканирования.

На рис. 5 приведены результаты дифференциальной сканирующей калориметрии для сплавов $Ti_{22}Al_{25}Nb$ в случае добавления 6 мас. % меди и без нее. Экзотермическое превращение в диапазоне $t = 631 \div 663$ °С, обнаруженное при нагреве, в обоих случаях связано с выделением орторомбической фазы. Перегиб кривой в сторону эндотермического превращения в зоне $B2/\beta + O$ может быть в том числе соотнесен с эвтектоидным распадом $B2/\beta$ с образованием $\alpha + Ti_2Cu$. ДСК-кривая легированного медью сплава демонстрирует смещение пиков фазовых превращений в сторону расширения областей $O-Ti_2AlNb$ и $B2/\beta + O$, тем самым сужая область формирования интерметаллида α_2-Ti_3Al . Значительного влияния на температуру фазового перехода $O + B2/\beta \rightarrow B2$ при этом легирование медью не оказало.

Введение в орто-сплав меди с помощью *in situ* легирования в процессе СЛП в условиях подогрева подложки при $t = 850$ °С способствовало значительному измельчению зерен. Тенденция к измельчению зерна прослеживается, начиная с добавления 2 мас. % Cu, – размер зерен β -фазы уменьшается

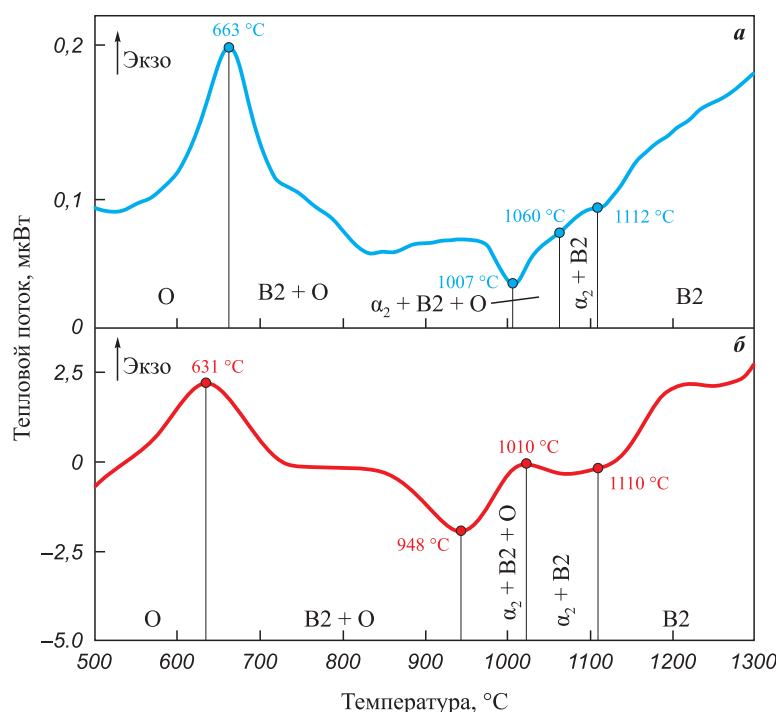


Рис. 5. Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии образцов орто-сплава с содержанием меди 6 % (а) и без меди (б), изготовленных методом СЛП при температуре подогрева подложки 850 °С

Fig. 5. Results of differential scanning calorimetry of ortho-alloy samples with 6 % copper (a) and without copper (b) produced by SLM at substrate preheating of 850 °C

почти в 2 раза (рис. 6). Средний размер зерна в случае орто-сплава без добавления меди составлял 50,7 мкм. Наиболее существенное измельчение зерна (до среднего размера 8,3 мкм) было достигнуто при наибольшем содержании меди 6 мас. %. Медь имеет более высокую теплопроводность по сравнению с титановым орто-сплавом, что может способствовать интенсификации теплоотвода в процессе кристаллизации расплава при лазерной обработке, приводя к образованию более мелкозернистой микроструктуры [13]. Помимо этого, наличие частиц меди может обуслав-

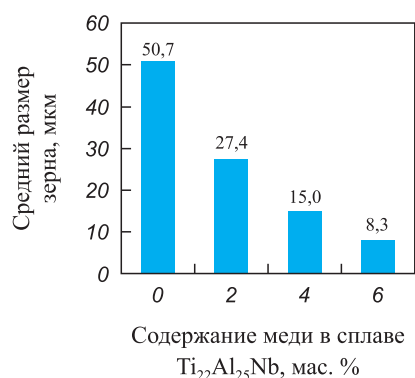


Рис. 6. Средний размер зерна орто-сплава, изготовленного методом СЛП, при различном содержании меди

Fig. 6. Average grain size of ortho-alloy produced by SLM with different copper content

ливать образование вторичных фаз, препятствующих росту зерен [10].

На рис. 7 приведены кривые растяжения образцов орто-сплава с различным содержанием меди. Изменение механических свойств сплава происходит неоднозначно, и увеличение доли меди в сплаве приводит сначала к возрастанию прочности в случае 2 мас. % Cu. Дальнейшее повышение содержания меди

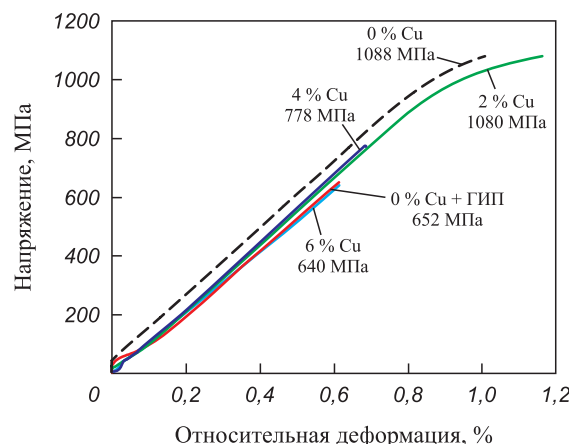


Рис. 7. Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре для образцов орто-сплава с различным содержанием меди

Fig. 7. Room temperature tensile test results for ortho-alloy samples with varying copper content

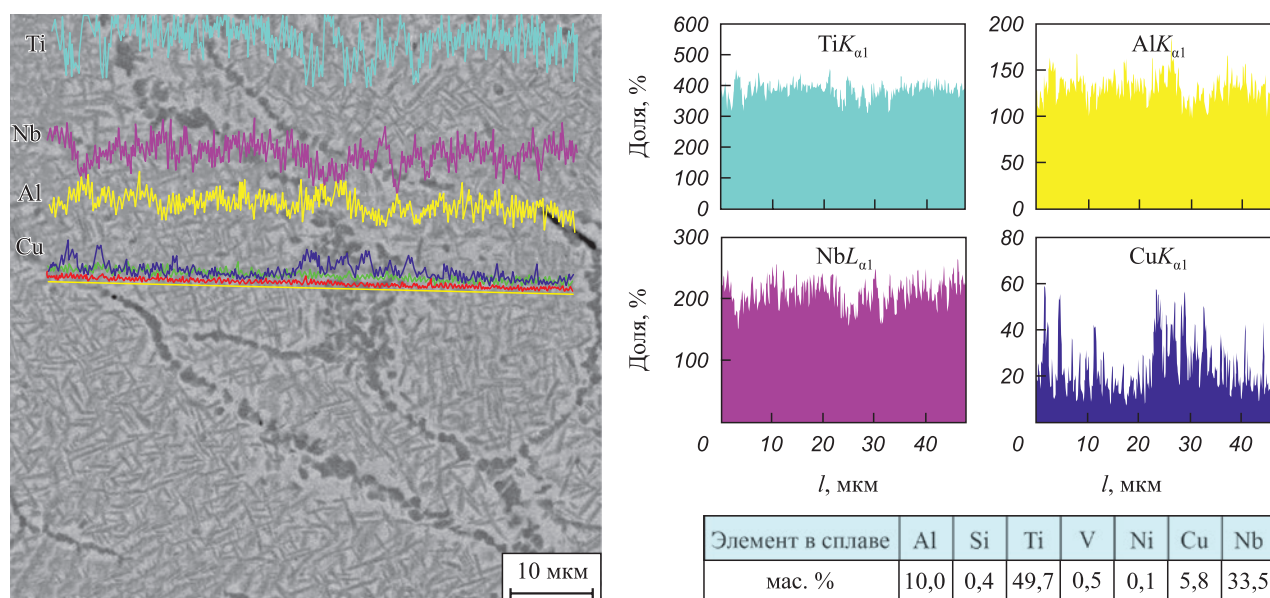


Рис. 8. Результаты энергодисперсионного анализа образца орто-сплава с 6 мас. % меди

Fig. 8. Energy dispersive analysis of ortho-alloy sample with 6 wt. % Cu

вызывает снижение прочности и охрупчивание сплава, несмотря на уменьшение размера зерна. Охрупчивание сплава может быть обусловлено образованием и ростом хрупких выделений интерметаллидной О-фазы по границам зерна [16; 24]. Примечательно, что предел прочности орто-сплава с 2 мас. % Cu в исходном состоянии после СЛП сопоставим по значению с прочностью орто-сплава без добавления меди, полученного методом СЛП с последующим горячим изостатическим прессованием и термической обработкой [17].

Твердость образцов орто-сплава с увеличением содержания меди изменяется неравномерно. Добавление в орто-сплав 2 мас. % Cu привело к повышению твердости на 5 % до 388 HV_{0,5}, в сравнении с нелегированным медью образцом. Так, наибольшие значения микротвердости 405 HV_{0,5} были получены при содержании меди 6 мас. %, что соответствует наименьшему размеру зерна и наибольшему количеству интерметаллидной фазы. Твердость орто-сплава без наличия меди составила 360 HV_{0,5}. Таким образом, добавление 6 мас. % Cu привело к увеличению твердости на 12 %. Повышенное значение твердости обуславливается измельченными зернами, наблюдаемыми при добавлении меди, и повышенной плотностью границ зерен, на которых образуются выделения орторомбической интерметаллидной фазы. Кроме того, стоит отметить благоприятное соотношение количества α₂-Ti₃Al и орто-фазы на твердость сплава с 4 мас. % Cu, составляющую 364 HV_{0,5}.

Добавление меди в количестве от 4 мас. %, несмотря на измельчение зерна, привело к охрупчиванию сплава. Такой эффект наблюдается в условиях высокой концентрации границ зерен, на которых при-

сутствует оторочка из хрупкой интерметаллидной фазы. Так, EDX-анализ показал (рис. 8), что на границах зерен сосредоточено повышенное содержание титана, алюминия и меди по сравнению с основным объемом зерна. Для уменьшения количества охрупчивающих фаз по границам зерен может быть проведена дополнительная термическая обработка, что будет исследовано в дальнейших работах.

Выводы

В данной работе приведены результаты исследования влияния меди на микроструктуру и механические свойства орторомбического титанового сплава, полученного при *in situ* легировании в процессе селективного лазерного плавления. По результатам проведенного исследования были сделаны следующие выводы:

1. С введением меди в количестве от 0 до 6 мас. % наблюдается значительное измельчение микроструктуры с образованием мелких равноосных зерен. Фазовый состав орто-сплава в исследуемом диапазоне содержания Cu характеризуется двухфазной B2/β + Ti₂AlNb-микроструктурой с небольшим количеством α₂-Ti₃Al-фазы.

2. Варьирование температуры подогрева подложки от 300 до 850 °C в процессе СЛП привело к изменению микроструктуры и фазового состава сплава, начиная от единичной B2/β-фазы при *t* = 300 °C и до образования О-фазы с выделением Ti₃Al-фазы при температуре подогрева подложки 850 °C. Кроме того, высокотемпературный подогрев подложки является эффективным способом предотвращения трещинообразования в процессе СЛП.

3. Твердость орто-сплава с содержанием 6 мас. % Cu увеличилась на 12 % по сравнению со сплавом без меди, однако положительное влияние на прочность сплава оказало введение 4 мас. % Cu, что позволило достичь предела прочности при растяжении 1080 МПа, сопоставимого с пределом прочности орто-сплава без меди, изготовленного по технологии СЛП с последующим горячим изостатическим прессованием.

4. Одной из причин охрупчивания орторомбического интерметаллидного сплава являются подавление орто-фазы и ее выделение на границах зерен, приводя к их ослаблению. Данный эффект усиливается измельчением зерен, индуцированным наличием меди в сплаве.

Список литературы / References

1. Illarionov A.G., Stepanov S.I., Naschetnikova I.A., Popov A.A., Soundappan P., Thulasi Raman K.H., Suwas S. A review – additive manufacturing of intermetallic alloys based on orthorhombic titanium aluminide Ti_2AlNb . *Materials*. 2023;16(3):991. <https://doi.org/10.3390/ma16030991>
2. Zhang H., Yang M., Xu Y., Sun C., Chen G., Han F. Constitutive behavior and hot workability of a hot isostatic pressed Ti–22Al–25Nb alloy during hot compression. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019;28(11):6816–6826. <https://doi.org/10.1007/S11665-019-04453-W/FIGURES/12>
3. Новак А.В., Алексеев Е.Б., Иванов В.И., Дзунович Д.А. Изучение влияния параметров закалки на структуру и твердость интерметаллидного титанового орто-сплава ВТИ-4. *Труды ВИАМ*. 2018;2(62):5. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-2-5-5>
Novak A.V., Alekseev E.B., Ivanov V.I., Dzunovich D.A. The study of the quenching parameters influence on structure and hardness of orthorhombic titanium aluminide alloy VTI-4. *Trudy VIAM*. 2018;2(62):5. (In Russ.).
4. Yang J.L., Wang G.F., Zhang W.C., Chen W.Z., Jiao X.Y., Zhang K.F. Microstructure evolution and mechanical properties of P/M Ti–22Al–25Nb alloy during hot extrusion. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;699:210–216. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.019>
5. Raji S.A., Popoola A.P.I., Pityana S.L., Popoola O.M. Characteristic effects of alloying elements on β solidifying titanium aluminides: A review. *Heliyon*. 2020;6(7):e04463. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2020.e04463>
6. Duan B., Yang Y., He S., Feng Q., Mao L., Zhang X., Jiao L., Lu X., Chen G., Li C. History and development of γ -TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;909:164811. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2022.164811>
7. Hussain M.Z., Jiangtao X., Jinglong L., Siddique F., Zhang L.J., Zhou X.R. Effect of Ta microalloying on joint performance by tailoring the microstructure during laser beam welding of Ti–22Al–27Nb. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;845:143157. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143157>
8. Yang X., Zhang B., Bai Q., Xie G. Correlation of microstructure and mechanical properties of Ti_2AlNb manufactured by SLM and heat treatment. *Intermetallics*. 2021;139:107367. <https://doi.org/10.1016/J.INTERMET.2021.107367>
9. Akbarpour M.R., Mirabad H.M., Hemmati A., Kim H.S. Processing and microstructure of Ti–Cu binary alloys: A comprehensive review. *Progress in Materials Science*. 2022;127:100933. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2022.100933>
10. Cardoso F.F., Cremasco A., Contieri R.J., Lopes E.S.N., Afonso C.R.M., Caram R. Hexagonal martensite decomposition and phase precipitation in Ti–Cu alloys. *Materials & Design*. 2011;32(8–9):4608–4613. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.03.040>
11. Zhang D., Qiu D., Gibson M.A., Zheng Y., Fraser H.L., StJohn D.H., Easton M.A. Additive manufacturing of ultrafine-grained high-strength titanium alloys. *Nature*. 2019;576(7785):91–95. <https://doi.org/10.1038/s41586-019-1783-1>
12. Donthula H., Vishwanadh B., Alam T., Borkar T., Contieri R.J., Caram R., Banerjee R., Tewari R., Dey G.K., Banerjee S. Morphological evolution of transformation products and eutectoid transformation(s) in a hyper-eutectoid Ti–12 at.% Cu alloy. *Acta Materialia*. 2019;168:63–75. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.01.044>
13. Popovich A.A., Sufiarov V.S., Polozov I.A., Grigoriev A.V. Selective laser melting of the intermetallic titanium alloy. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2019;60(2):186–193. <https://doi.org/10.3103/S1067821219020081>
14. Ледер М.О., Кондрашов Е.Н., Русаков К.А., Долматов Е.В., Маслов Н.В., Щетников Н.В. Ликвационные дефекты в орто-сплавах ВТИ-4 и ВИТ1. В сб.: *Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов и покрытий для авиационной и космической техники*: Сборник докладов Всеросс. науч.-техн. конф. (Москва, 16 апр. 2021 г.). М.: Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, 2021. С. 159–170.
15. Cobbinah P.V., Matizambuka W.R. Solid-state processing route, mechanical behaviour, and oxidation resistance of TiAl alloys. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2019;2019:ID4251953. <https://doi.org/10.1155/2019/4251953>
16. Zhang P., Zeng W., Zhang F., Ma H., Xu J., Liang X., Zhao Y. Fracture toughness of Ti_2AlNb alloy with different Al content: Intrinsic mechanism, extrinsic mechanism and prediction model. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023;952:170068. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170068>
17. Wang J., Luo Q., Wang H., Wu Y., Cheng X., Tang H. Microstructure characteristics and failure mechanisms of Ti–48Al–2Nb–2Cr titanium aluminide intermetallic alloy fabricated by directed energy deposition technique. *Additive Manufacturing*. 2020;32:101007. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.101007>
18. Li Z., Chang B., Cui Y., Zhang H., Liang Z., Liu C., Wang L., Du D., Chang S. Effect of twin-wire feeding methods on the in-situ synthesis of electron beam fabricated Ti–Al–Nb intermetallics. *Materials & Design*. 2022;215:110509. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2022.110509>
19. Yang X., Zhang B., Bai Q., Xie G. Correlation of microstructure and mechanical properties of Ti_2AlNb manufactured by

- SLM and heat treatment. *Intermetallics*. 2021;139: 107367. <https://doi.org/10.1016/J.INTERMET.2021.107367>
20. Polozov I., Gracheva A., Popovich A. Processing, microstructure, and mechanical properties of laser additive manufactured Ti₂AlNb-based alloy with carbon, boron, and yttrium microalloying. *Metals*. 2022;12(8):1304. <https://doi.org/10.3390/met12081304>
 21. Wang Q., Zhang K., Niu W. Microstructural characteristic and mechanical properties of titanium-copper alloys *in-situ* fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;885:161032. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161032>
 22. Wang Guofeng, Yang Jianlei, Jiao Xueyan. Microstructure and mechanical properties of Ti–22Al–25Nb alloy fabricated by elemental powder metallurgy. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;654:69–76. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.037>
 23. Sim Kyong Ho, Wang Guofeng, Kim Tae Jong, Ju Kyong Sik. Fabrication of a high strength and ductility Ti–22Al–25Nb alloy from high energy ball-milled powder by spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;741:1112–1120. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2018.01.279>
 24. Kanyane L.R., Popoola A.P., Pityana S., Tlotleng M. Heat-treatment effect on anti-corrosion behaviour and tribological properties of LENS *in-situ* synthesized titanium aluminide. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*. 2022;5(2):153–161. <https://doi.org/10.1016/J.IJLMM.2021.11.006>
 25. Vilardell A.M., Yadroitsev I., Yadroitsava I., Albu M., Takata N., Kobashi M., Krakhmalev P., Kouprianoff D., Kothleitner G., Plessis A.du. Manufacturing and characterization of *in-situ* alloyed Ti6Al4V(ELI)–3at.%Cu by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*. 2020;36: 101436. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101436>
 26. Polozov I., Sufiarov V., Kantyukov A., Razumov N., Goncharov I., Makhmutov T., Silin A., Kim A., Starikov K., Shamshurin A. Microstructure, densification, and mechanical properties of titanium intermetallic alloy manufactured by laser powder bed fusion additive manufacturing with high-temperature preheating using gas atomized and mechanically alloyed plasma spheroidized powder. *Additive Manufacturing*. 2020;34:101374. <https://doi.org/10.1016/J.ADDMA.2020.101374>
 27. Zhou Y.H., Li W.P., Zhang L., Zhou S.Y., Jia X., Wang D.W., Yan M. Selective laser melting of Ti–22Al–25Nb intermetallic: Significant effects of hatch distance on microstructural features and mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology*. 2020;276:116398. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116398>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Игорь Анатольевич Полозов – к.т.н., доцент, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (СПбПУ)

 **ORCID:** 0000-0002-5380-3072

 **E-mail:** polozov_ia@spbstu.ru

Виктория Владиславовна Соколова – инженер, аспирант СПбПУ

 **ORCID:** 0009-0008-8279-2617


 **E-mail:** sokolova.vero@ya.ru

Анна Максимовна Грачева – инженер, студент СПбПУ

 **ORCID:** 0009-0003-2567-3332


 **E-mail:** gracheva.am@mail.ru

Анатолий Анатольевич Попович – д.т.н., проф., директор Института машиностроения, материалов и транспорта СПбПУ

 **ORCID:** 0000-0002-5974-6654

 **E-mail:** popovicha@mail.ru

Igor A. Polozov – Cand. Sci. (Eng.), Assistant Professor, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (SPbPU)

 **ORCID:** 0000-0002-5380-3072


 **E-mail:** polozov_ia@spbstu.ru

Viktoria V. Sokolova – Engineer, Postgraduate Student, SPbPU

 **ORCID:** 0009-0008-8279-2617


 **E-mail:** sokolova.vero@ya.ru

Anna M. Gracheva – Engineer, Student, SPbPU

 **ORCID:** 0009-0003-2567-3332

 **E-mail:** gracheva.am@mail.ru

Anatoly A. Popovich – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Institute of Machinery, Materials and Transport, SPbPU

 **ORCID:** 0000-0002-5974-6654

 **E-mail:** popovicha@mail.ru

Вклад авторов



Contribution of the Authors

И. А. Полозов – определение цели работы, проведение экспериментов, написание статьи.

В. В. Соколова – написание статьи, участие в обсуждении результатов.

А. М. Грачева – подготовка исходных смесей, проведение металлографического и рентгенофазового анализов, участие в обсуждении результатов.

А. А. Попович – участие в обсуждении результатов, определение цели работы.

I. A. Polozov – determined the purpose of the work, conducted the experiments, and wrote the article.

V. V. Sokolova – wrote the article, participated in the discussion of the results.

A. M. Gracheva – prepared initial mixtures, conducted metallographic and X-ray phase analysis, took part in the discussion of the results.

A. A. Popovich – participated in the discussion of the results, determined the purpose of the work.

Статья поступила 23.06.2023 г.

Доработана 31.07.2023 г.

Принята к публикации 03.08.2023 г.

Received 23.06.2023

Revised 31.07.2023

Accepted 03.08.2023