



УДК 669.295:669.018.9

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-69-82>

Научная статья

Research article



Особенности структуры и механические свойства жаропрочного сплава TNM-B1, полученного селективным лазерным сплавлением из сфероидизированного в термической плазме СВС-порошка

Г. М. Марков¹ , А. А. Фадеев^{1, 2}, А. А. Скирпичникова¹,
П. А. Логинов¹, М. Г. Хомутов¹, А. В. Самохин², Е. А. Левашов¹

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Россия, 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук

Россия, 119334, г. Москва, Ленинский пр-т, 49

 markov.sci@gmail.com

Аннотация. Исследованы порошки из сплава TNM-B1 + Y₂O₃, полученные методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Рассмотрено влияние параметров обработки частиц в термической плазме, генерируемой электродуговым плазмотроном постоянного тока, на морфологию и структуру сферических частиц. Установлено, что плазменная обработка существенно изменяет форму частиц и позволяет получить продукт с высокой степенью сфероидизации (от 88 до 97 %), которая зависит от температуры потока плазмы, состава плазмообразующего газа и количества обрабатываемого материала. При использовании водородсодержащей термической плазмы степень сфероидизации может достигать 99 %. При этом снижаются концентрации примесного кислорода с 0,8 до 0,13 мас. %, азота в 2 раза и существенно падает концентрация водорода. Проведены исследования по отработке режимов селективного лазерного сплавления, в результате чего были построены образцы с минимальным количеством дефектов. При этом оптимальная объемная плотность энергии лазера составила 40–50 Дж/мм³. Процесс газостатической обработки позволил достичь практически полной однородности структуры образцов и отсутствия пор. Дополнительно проведенная термическая обработка при $t = 1380$ °C и $\tau = 120$ мин способствовала преобразованию исходной равноосной структуры сплава в ламеллярную. По результатам термомеханических испытаний по схеме одноосного сжатия в диапазоне температур от 800 до 1100 °C установлено, что сплав с ламеллярной структурой после операций селективного лазерного сплавления, горячего изостатического прессования и термической обработки имеет повышенные на 80–100 МПа значения прочности по сравнению с глобулярной структурой. Механические свойства сплава с ламеллярной структурой составили при $t = 800$ °C: модуль упругости $E = 115,2$ ГПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 528$ МПа, предел прочности при сжатии $\sigma_{\text{сж}} = 1148$ МПа, а при $t = 1100$ °C – $E = 48,2$ ГПа, $\sigma_{0,2} = 98$ МПа, $\sigma_{\text{сж}} = 149$ МПа.

Ключевые слова: титановые сплавы, плазменная сфероидизация, порошковая металлургия, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, синтез горением, горячее изостатическое прессование (ГИП), механические свойства

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект 0718-2020-0034).

Для цитирования: Марков Г.М., Фадеев А.А., Скирпичникова А.А., Логинов П.А., Хомутов М.Г., Самохин А.В., Левашов Е.А. Особенности структуры и механические свойства жаропрочного сплава TNM-B1, полученного селективным лазерным сплавлением из сфероидизированного в термической плазме СВС-порошка. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2024;18(4):69–82. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-69-82>

Structural characteristics and mechanical properties of heat-resistant TNM-B1 alloy obtained by selective laser melting from SHS powder spheroidized in thermal plasma

G. M. Markov¹ , A. A. Fadeev^{1,2}, A. A. Skirpichnikova¹,
P. A. Loginov¹, M. G. Khomutov¹, A. V. Samokhin², E. A. Levashov¹

¹ National University of Science and Technology “MISIS”

4 Bld. 1 Leninskiy Prosp., Moscow 119049, Russia

² A. A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences

49 Leninskiy Prosp., Moscow 119334, Russia

 markov.sci@gmail.com

Abstract. The TNM-B1 + Y₂O₃ alloy powders obtained by the method of self-propagating high-temperature synthesis were studied. The influence of particle processing parameters in thermal plasma, generated by a DC (direct current) arc plasma torch, on the morphology and structure of spherical particles was considered. It was established that plasma treatment significantly changes the shape of the particles and allows obtaining a product with a high degree of spheroidization (from 88 to 97 %), which depends on the plasma stream temperature, the composition of the plasma-forming gas, and the amount of processed material. Using hydrogen-containing thermal plasma, the degree of spheroidization can reach 99 %. At the same time, the concentrations of impurity oxygen decrease from 0.8 to 0.13 wt. %, nitrogen decreases by 2 times, and the concentration of hydrogen significantly drops. Studies were conducted to develop selective laser melting regimes, resulting in samples with minimal defects. The optimal volumetric energy density of the laser was 40–50 J/mm³. The gasostatic treatment process allowed achieving almost complete uniformity of the samples' structure and the absence of pores. Additionally, thermal treatment at $t = 1380$ °C and $\tau = 120$ min contributed to the transformation of the initial equiaxed structure of the alloy into a lamellar one. According to the results of thermomechanical tests under the scheme of uniaxial compression in the temperature range from 800 to 1100 °C, it was established that the alloy with a lamellar structure after selective laser melting, hot isostatic pressing, and thermal treatment has increased strength values by 80–100 MPa compared to the globular structure. The mechanical properties of the alloy with a lamellar structure at $t = 800$ °C are: modulus of elasticity $E = 115.2$ GPa, yield strength $\sigma_{0.2} = 528$ MPa, compressive strength $\sigma_u = 1148$ MPa, and at $t = 1100$ °C: $E = 48.2$ GPa, $\sigma_{0.2} = 98$ MPa, $\sigma_u = 149$ MPa.

Keywords: titanium alloys, plasma spheroidization, powder metallurgy, self-propagating high-temperature synthesis, combustion synthesis, hot isostatic pressing (HIP), mechanical properties

Acknowledgements: The work was financially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the state assignment (project 0718-2020-0034).

For citation: Markov G.M., Fadeev A.A., Skirpichnikova A.A., Loginov P.A., Khomutov M.G., Samokhin A.V., Levashov E.A. Structural characteristics and mechanical properties of heat-resistant TNM-B1 alloy obtained by selective laser melting from SHS powder spheroidized in thermal plasma. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2024;18(4):69–82.

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-69-82>

Введение

Жаропрочные сплавы на основе алюминидов титана TiAl/Ti₃Al представляют значительный интерес для технических применений в машиностроении [1; 2]. Они характеризуются высокими жаропрочностью, коррозионной стойкостью и сопротивлением ползучести. В условиях воздействия высоких температур и агрессивных сред сплавы сохраняют термодинамическую стабильность, а кроме этого, обладают низкой плотностью (~5 г/см³), благодаря чему по удельной прочности они превосходят современные никелевые суперсплавы аналогичного назначения (~9 г/см³) [3–5].

К основным проблемам, затрудняющим использование сплавов на основе TiAl/Ti₃Al при изготовлении сложнопрофильных деталей, можно отнести высокую чувствительность фазового состава к параметрам технологического процесса, примесям и изменениям концентраций легирующих элементов, а также сложность обработки при комнатной температуре. Получение таких деталей традиционными металлургическими методами с последующей механической обработкой сопряжено с высокими капитальными затратами и большими потерями материала [6]. Современные технологии аддитивного производства, такие, например, как селективное лазерное сплавление (СЛС), способны решить указанные проб-

лемы при производстве изделий и позволяют свести к минимуму их механическую обработку [4; 5]. Ведутся активные исследования по оптимизации составов и режимов получения порошков жаропрочных сплавов-аналогов [6–9].

Один из методов получения порошков сплавов на основе алюминидов титана $\text{TiAl/Ti}_3\text{Al}$ базируется на технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [10; 11]. Перспективность данного способа заключается в том, что масштаб гетерогенности частиц порошка с увеличенной реакционной поверхностью за счет высокой скорости распространения волны горения позволяет получить порошковые материалы необходимого состава [12–14]. По такой технологии были произведены изделия из базовых сплавов на основе $\text{TiAl/Ti}_3\text{Al}$ [15].

Развитие процесса СЛС открывает перспективы построения сложнопрофильных изделий из материалов на основе $\text{TiAl/Ti}_3\text{Al}$ [5; 12]. В качестве исходного сырья в технологии СЛС используются узкофракционные сферические порошки, к которым предъявляются особые требования по химическому составу, содержанию примесей и таким свойствам, как насыпная масса, текучесть, гранулометрический состав, сферичность.

Исходя из указанных требований, сфероидизированные порошки из сплавов на основе $\text{TiAl/Ti}_3\text{Al}$ можно получать по технологиям газовой атомизации, центробежного плазменного распыления вращающегося электрода (метод PREP) и плазменной сфероидизации [16–20], которые обеспечивают быструю кристаллизацию расплава, что способствует уменьшению размера зерен и формированию однородной структуры в твердом состоянии. Получение таких порошков методами газовой атомизации и PREP осуществляется с использованием предварительно изготовленных литых заготовок и прутков, что повышает себестоимость процесса [18; 21–23]. Плазменная сфероидизация позволяет использовать в качестве исходных материалов порошки-прекурсоры, что значительно упрощает технологию. В условиях высоких температур и действия сил поверхностного натяжения частицы произвольной формы плавятся, приобретают сферическую форму и кристаллизуются. Данный метод обработки улучшает многие характеристики порошков для дальнейшего использования в аддитивных технологиях: увеличивает текучесть и насыпную плотность порошков; снижает содержание примесного кислорода; способствует удалению внутренних пор, возникающих в исходных частицах [24–27].

Целью данной работы являлись получение сферических порошков фракции 10–65 мкм из сплава $\text{TNM-B1} + \text{Y}_2\text{O}_3$ на основе алюминида титана, изучение влияния параметров обработки частиц в термической плазме, генерируемой электродуговым плаз-

мотроном постоянного тока, на морфологию, структуру и свойства порошков, а также их применение в технологии селективного лазерного сплавления.

Методика эксперимента

В качестве исходного материала использовали порошки реакционной смеси из чистых элементов с целью получения методом СВС в режиме теплового взрыва сплава TNM-B1 , модифицированного оксидом иттрия (Y_2O_3) [14]. Прессованные заготовки из реакционной смеси помещали в трубчатую печь, разогретую до 900 °С, с целью инициирования объемного горения. Продукты синтеза последовательно измельчали до порошка с размером частиц <100 мкм с помощью щековой дробилки и планетарной центробежной мельницы Активатор-4М (Россия). Узкофракционные порошки с размером зерен 10–65 мкм получали на воздушном классификаторе Гольф-3 (Россия).

Классифицированные порошки обрабатывали в потоке термической плазмы на установке плазменной сфероидизации порошковых материалов, разработанной Институтом металлургии и материаловедения им. Байкова (г. Москва, Россия) [28]. Параметры процесса сфероидизации микропорошков в потоке термической плазмы представлены ниже:

Мощность плазмотрона ($N_{\text{пл}}$), кВт	11–25
Плазмообразующие газы	Ar, Ar + H_2
Расход плазмообразующего газа ($G_{\text{пл.г}}$), м ³ /ч	2,0–2,16
Энтальпия потока плазмы ($I_{\text{пл}}$), кВт·ч/м ³	2,0–3,9
Расход прекурсора ($G_{\text{пр}}$), кг/ч	0,6–2,4
Расход транспортирующего газа – Ar ($G_{\text{тр.г}}$), м ³ /ч	0,5

Плазменная струя генерируется электродуговым плазмотроном постоянного тока мощностью 30 кВт и истекает в водоохлаждаемый объем плазменного реактора диаметром 300 мм и длиной 1000 мм. Частицы обрабатываемого материала вводятся в плазменную струю в виде газодисперсного потока при использовании газа-носителя. В процессе нагрева частиц происходят их плавление и формирование сферической формы за счет сил поверхностного натяжения. Далее частицы кристаллизуются, осаждаются на внутренней поверхности плазменного реактора и частично выносятся на аппарат фильтрации отходящих газов. С помощью системы очистки стенок плазменного реактора происходят сбор и накопление продукта в приемных бункерах.

В процессе плазменной обработки порошка-прекурсора, имеющего широкое распределение частиц

по размерам, возможно образование наноразмерной фракции в результате частичного испарения мелких частиц обрабатываемого материала и конденсации образовавшихся паров. Ее наличие значительно ухудшает физико-технологические свойства готового продукта, а также увеличивает содержание примесей кислорода и азота за счет активного окисления наночастиц при контакте с воздухом. Удаление наноразмерной фракции из сфероидизированного продукта осуществлялось седиментационным методом в дистиллированной воде после ультразвуковой обработки. Целевой продукт просушивали в условиях низкого вакуума при $t = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 180 мин.

Гранулометрический состав порошков измеряли методом лазерной дифракции в жидкой среде на приборе ANALYSETTE 22 MicroTec plus («FRITSCH», Германия) по стандарту ASTM B822-17. Текучесть порошка оценивали с помощью воронки Холла (диаметр калиброванной воронки 2,5 мм) по стандартному методу испытаний ASTM B213-2017. Насыпную плотность измеряли в соответствии с ГОСТ 19440-94. Содержание примесного кислорода определяли восстановительным плавлением на приборе TC-600 (LECO, США) по стандартной методике испытаний ASTM E1019-18.

Построение и оптимизацию режимов селективного лазерного сплавления проводили на установке SLM-260 («SLM Solutions», Германия) в инертной атмосфере. Скорость сканирования и мощность варьировали в диапазонах 100–1000 мм/с и 50–300 Вт соответственно. Для устранения дефектов в виде пор и микротрещин СЛС-образцы дополнительно подвергали горячему изостатическому прессованию (ГИП), а для изменения типа структуры после ГИП проводили термическую обработку (ГИП + ТО). Процесс ГИП осуществляли на установке HIRP10/26–200 (ABRA AG, Швейцария) при температуре $t = 1240\text{ }^{\circ}\text{C}$, давлении аргона $P_{\text{Ar}} = 200\text{ атм}$ и продолжительности изотермической выдержки $\tau = 120\text{ мин}$. Термическую обработку проводили в вакуумной печи Термионик-Т1 (Россия) с вольфрамовым нагревателем при $t = 1380\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\tau = 120\text{ мин}$.

Фазовый состав изучали методом рентгеноструктурного фазового анализа (РФА) на дифрактометре D2 PHASER («Bruker AXS GmbH», Германия) с использованием CuK_{α} -излучения в диапазоне углов $2\theta = 10\div 120^{\circ}$ с шагом $0,02^{\circ}$ и экспозицией 0,6 с.

Микроструктурные исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе S-3400 N («Hitachi», Япония) с энергодисперсионной приставкой NORAN System 7 X-ray Microanalysis System («Thermo Scientific», США).

Термомеханические испытания в условиях одноосного сжатия осуществляли в вакууме ($\sim 10^{-3}\text{ Па}$) на приборе Gleeble System 3800 («Dynamic Systems

Inc.», США). Диаграммы горячей деформации образцов при воздействии сжимающих напряжений регистрировали в интервале температур от 800 до 1100 $^{\circ}\text{C}$ при $d\varepsilon/dt \leq 0,001\text{ с}^{-1}$.

Результаты и их обсуждение

Структура порошка-прекурсора

СВС-порошок характеризовался наличием частиц неправильной формы и состоял из фаз $\gamma\text{-TiAl}$ и $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ [15]. По результатам структурных исследований (рис. 1, а, б) он обладает однородной микрострук-

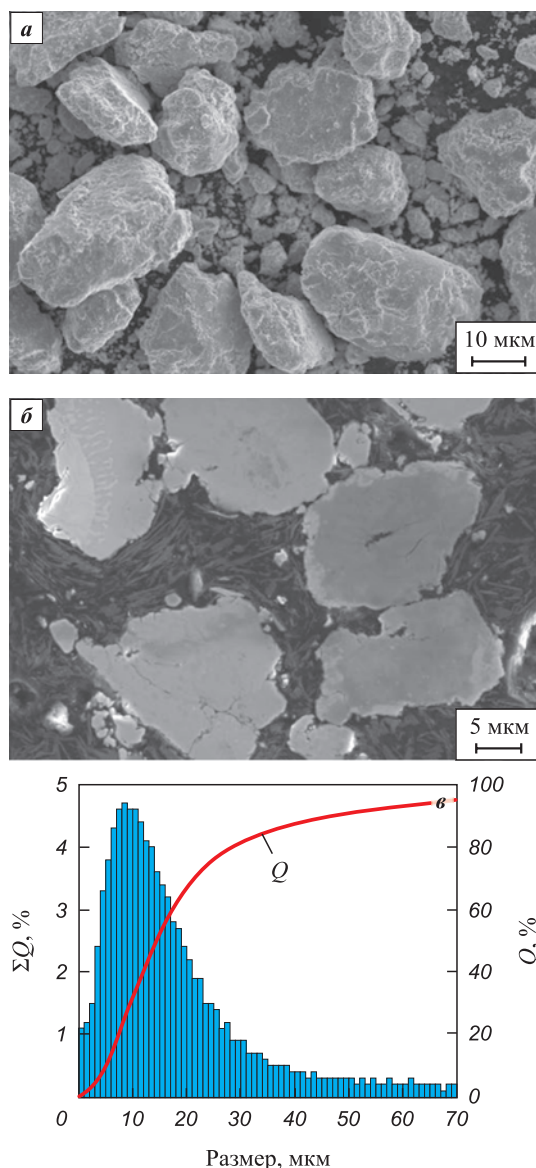


Рис. 1. Морфология (а), микроструктура (б) и гранулометрический состав (в) порошка TNM-B1 + 1 % Y_2O_3 после СВС

Fig. 1. Morphology (a), microstructure (b) and granulometric composition (c) of the TNM-B1 + 1 % Y_2O_3 powder after SHS

турой, что является важным условием для получения сфероидизированного порошка высокого качества.

Согласно данным, полученным методом лазерной дифракции (рис. 1, в), порошки имеют одномеральное распределение с максимумом при ~ 10 мкм. Квантиль распределения частиц по размерам D_{10} , D_{50} и D_{90} порошков составлял 24, 40 и 68 мкм соответственно. Поскольку разделение в воздушном классификаторе осуществляется преимущественно по массе частиц, то из-за неправильной формы некоторые из них размером более 70 мкм были отнесены к целевой фракции. Наличие фракции менее 20 мкм объясняется развитой поверхностью частиц и их механическим зацеплением. Физические и технологические свойства порошков во многом определяют параметры их последующей сфероидизации в потоке термической плазмы, когда требуется достижение высокой (>95 %) степени сферичности [28]. Исходные СВС-микропорошки не обладали текучестью, а их насыпная плотность составила $1,5 \text{ г/см}^3$.

Плазменная сфероидизация

Эксперименты по плазменной сфероидизации проводили с варьированием следующих парамет-

тров: энтальпии потока плазмы, состава плазмообразующего газа и расхода порошка-прекурсора. Основными критериями выбора оптимального режима плазменной обработки порошков являлись степень сфероидизации и минимизация содержания наноразмерной фракции в обработанных порошках. Одним из значимых параметров плазменной сфероидизации, определяющим энергетический вклад проведения процесса и влияющим на свойства получаемого продукта, является значение энтальпии потока плазмы. Свойства сфероидизированного продукта изменялись в зависимости от значений этого показателя в диапазоне от 2 до $3,85 \text{ кВт} \cdot \text{ч/м}^3$, которые определялись уровнем полезной мощности электродугового плазмотрона, составом и расходом плазмообразующего газа.

При минимальной величине энтальпии потока аргоноводородной плазмы $I_{\text{пл}} = 2 \text{ кВт} \cdot \text{ч/м}^3$ степень сфероидизации продукта составляла $\sim 73 \%$, что является низким значением, предъявляемым к порошкам для использования в аддитивных производственных процессах (рис. 2, а, б). Испарение материала с образованием нанодисперсии практически отсутствовало, текучесть составила $57 \text{ с} / 50 \text{ г}$, а насыпная плотность – $2,1 \text{ г/см}^3$.

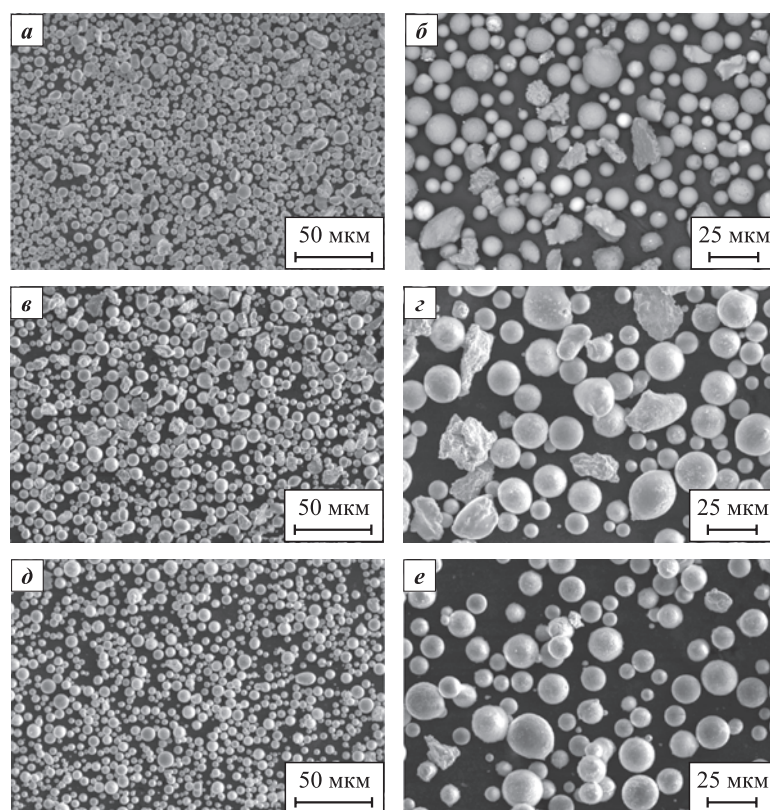


Рис. 2. Морфология порошков после сфероидизации при значении энтальпии потока аргоноводородной плазмы $2 \text{ кВт} \cdot \text{ч/м}^3$ (а, б), $2,9 \text{ кВт} \cdot \text{ч/м}^3$ (в, г) и $3,85 \text{ кВт} \cdot \text{ч/м}^3$ (д, е)

Fig. 2. Morphology of powders after spheroidization at an argon-hydrogen plasma stream enthalpy of $2 \text{ kW} \cdot \text{h/m}^3$ (a, б), $2.9 \text{ kW} \cdot \text{h/m}^3$ (в, г) and $3.85 \text{ kW} \cdot \text{h/m}^3$ (д, е)

Увеличение значения $I_{пл} > 2 \text{ кВт} \cdot \text{ч}/\text{м}^3$ приводит к значительному повышению плотности теплового потока к поверхности частиц обрабатываемого порошкового материала, что позитивно сказывается на интенсификации нагрева и плавления частиц и, как следствие, на увеличении степени их сфероидизации. К негативной стороне этого процесса можно отнести повышение интенсивности испарения частиц вследствие перегрева, что приводит к возрастанию концентрации конденсированных наночастиц в сфероидизированном порошке. В ходе экспериментов установлено, что максимальная степень сфероидизации была достигнута при энтальпии потока аргоно-водородной плазмы $I_{пл} = 3,85 \text{ кВт} \cdot \text{ч}/\text{м}^3$. Изменение ее значения в диапазоне от 2 до $3,85 \text{ кВт} \cdot \text{ч}/\text{м}^3$ привело к росту степени сфероидизации с 73 до 96 %. При этом содержание нанодисперсии выросло незначительно (до 2,1 мас. %), текучесть достигла $38 \text{ с} / 50 \text{ г}$, а насыпная плотность возросла до $2,45 \text{ г}/\text{см}^3$.

По результатам исследований установлено, что обработка порошка прекурсора в аргоновой плазме приводит к получению продукта со степенью сфероидизации 96 %. Отмечено наличие агломератов и частиц с сателлитами (рис. 3, б). Для увеличения степени сфероидизации продукта при фиксированном значении мощности электродугового разряда требуется изменение условий теплопереноса в системе «горячий газ – частица». Одним из возможных решений является увеличение теплопроводности газовой среды за счет добавления водорода в состав плазмообразующего газа. Использование водородсодержащей термической плазмы интенсифицирует тепло- и массообменные процессы, что приводит к уменьшению времени нагрева обрабатываемых частиц, в результате чего степень сфероидизации

продукта увеличивается до 99 % (рис. 3, а). Также выявлено, что водородсодержащая плазма создает условия для частичного восстановления порошка-прекурсора, что влечет за собой понижение концентрации примесного кислорода в продукте.

Увеличение расхода порошка-прекурсора приводит к большим затратам тепловой энергии потока плазмы, необходимой на нагрев материала, что, в свою очередь, снижает степень сфероидизации продукта. Так, повышение расхода прекурсора в диапазоне от 0,6 до $2,4 \text{ кг}/\text{ч}$ привело к уменьшению степени сфероидизации продукта до 88 %, при этом содержание наноразмерной фракции снизилось до уровня 2,1 мас. %. Установлено, что при расходе прекурсора $1,2 \text{ кг}/\text{ч}$ обеспечивается максимальная степень сфероидизации (96 %) при минимальном содержании наноразмерной фракции. Как было показано ранее, в микропорошках, полученных методом плазменной сфероидизации (рис. 4, а, б), обнаружены частицы нано- и субмикронного размера, образующиеся в результате частичного испарения обрабатываемого материала и последующей конденсации пара при охлаждении высокотемпературного газодисперсного потока. Содержание частиц варьировалось от 3 до 10 мас. %.

Пригодный для технологии СЛС сфероидизированный порошок был получен при энтальпии потока Ar-H_2 -плазмы с содержанием водорода 3,7 об. %, составляющей $I_{пл} = 3,8 \text{ кВт} \cdot \text{ч}/\text{м}^3$. Частичное испарение прекурсора привело к появлению нанодисперсии $M_{нч} = 7 \text{ мас. \%}$, а степень сфероидизации достигла 99 % (рис. 4, в–д). Для сферических частиц характерна однородная глобулярная структура $\text{TiAl}/\text{Ti}_3\text{Al}$ с наночастицами Y_2O_3 по границам зерен (рис. 4, е). Текучесть полученных порошков составила $29 \text{ с} / 50 \text{ г}$, а насыпная плотность увели-

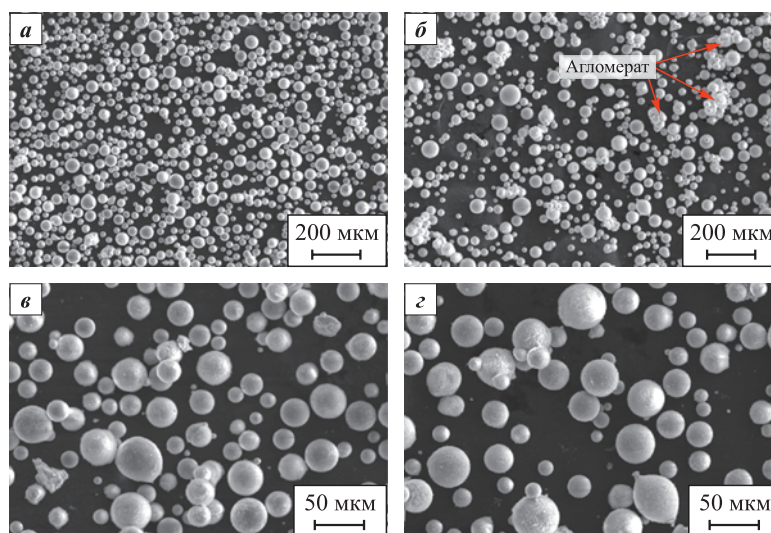


Рис. 3. Морфология порошков после сфероидизации в плазме Ar-H_2 (а, в) и Ar (б, з)

Fig. 3. Morphology of powders after spheroidization in plasma stream: Ar-H_2 (а, в), Ar (б, з)

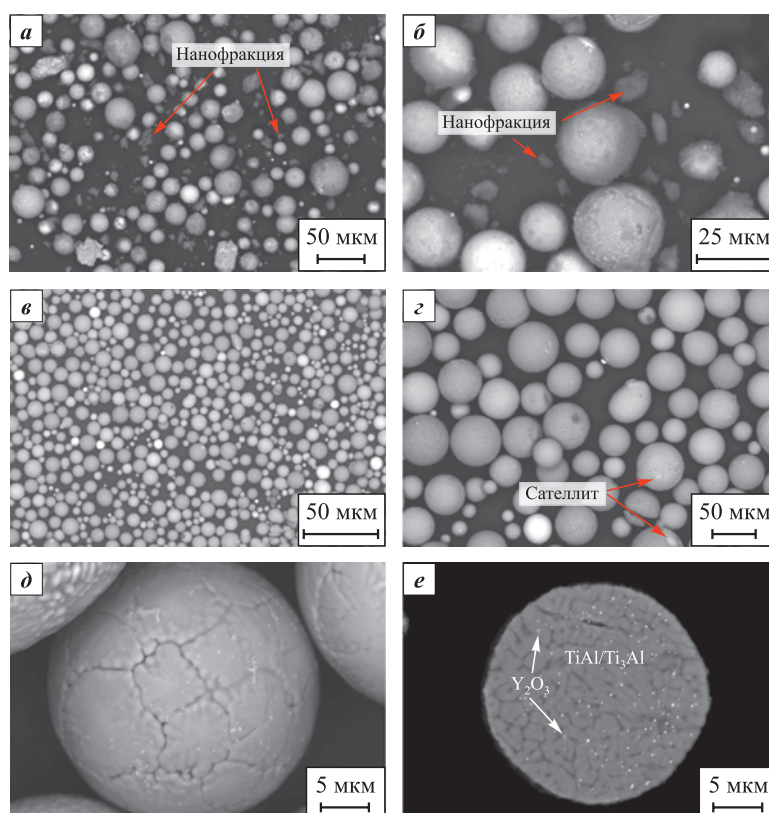


Рис. 4. Морфология порошка сплава TNM-B1 + 1 % Y_2O_3 после обработки в $Ar-H_2$ -плазме до (а, б) и после (в, з, д) ультразвуковой очистки и поперечный шлиф частицы (е)

Fig. 4. Morphology of TNM-B1 + 1 % Y_2O_3 alloy powder after treatment in $Ar-H_2$ plasma before (a, б) and after (в, з, д) ultrasonic cleaning, and cross-section of a particle (e)

чилась до $2,5 \text{ г/см}^3$. Значения параметров D_{10} , D_{50} и D_{90} составили 17, 29 и 50 мкм соответственно в диапазоне размеров частиц от 10 до 79 мкм. Следует отметить, что обработка порошка в аргоновой плазме приводит к снижению содержания примесей кислорода с 0,8 до 0,6 мас. %, а воздействие водородсодержащей термической плазмы наряду с удалением нанофракции обеспечивает снижение примесного кислорода до 0,3 мас. % (рис. 5), а также двукратное снижение примесей азота. Содержание водорода при этом находится на уровне 0,0025 мас. %.

Селективное лазерное сплавление

Полученный порошок был использован для оптимизации режимов СЛС на установке SLM-260 («SLM Solutions», Германия). Подбор оптимальных диапазонов основных показателей лазерного синтеза проводился с учетом минимальной объемной плотности энергии лазера (VED), необходимой для плавления слоя порошка заданной толщины, по следующей формуле:

$$VED = \frac{P}{vhtd},$$

где P – мощность лазера, Вт; v – скорость сканирования, мм/с; h – интервал сканирования, мм; t – толщина порошкового слоя, мм; d – диаметр лазерного луча, мм.

Отработка режимов СЛС с использованием сферического порошка TNM-B1 + Y_2O_3 заключалась

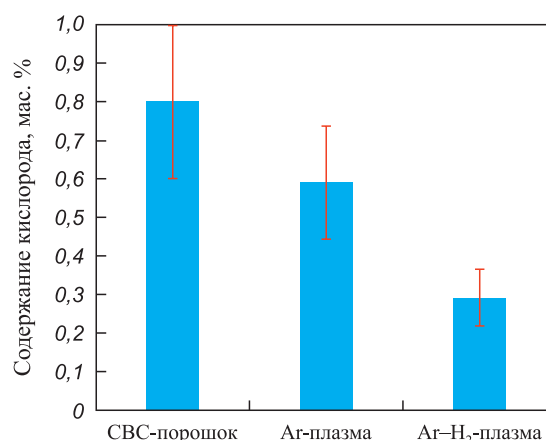


Рис. 5. Содержание примесного кислорода в исходном СВС-порошке, после обработки в Ar - и $Ar-H_2$ -плазме

Fig. 5. Impurity oxygen content in the starting SHS powder after treatment in Ar and $Ar-H_2$ plasma

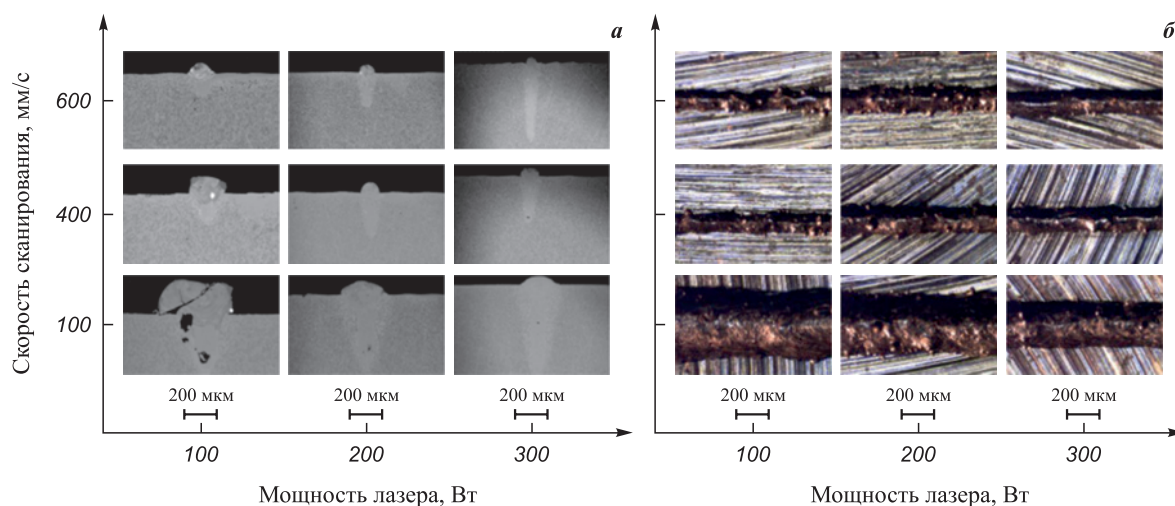


Рис. 6. СЭМ-изображения поперечных сечений треков (а) и снимки их поверхности, полученные методом оптической микроскопии (б)

Fig. 6. SEM images of cross-section of tracks (a), and their surface images obtained by optical microscopy (b)

в построении одиночных треков и оценке глубины проплавления и наличия дефектов. По результатам лазерной обработки одиночных треков выявлен ряд закономерностей (рис. 6). Низкие скорости сканирования ($v < 200$ мм/с) приводят к сильному увеличению глубины проплавления одиночных треков (до 500 мкм) независимо от подаваемой мощности, а высокие значения v – к сильному уширению трека. В условиях объемной печати это приводит к многократному переплаву соседних треков, тем самым создаются условия образования избыточных напряжений и, как следствие, растрескивания материала.

При увеличении скорости сканирования с 200 до 600 мм/с количество непроплавленных частиц на поверхности треков уменьшилось, ширина треков стала более однородной и составила от 110 до 160 мкм. Треки, полученные при более высокой скорости сканирования, имели гладкую и однородную поверхность с низким количеством дефектов.

Оптимальная микроструктура треков получена при $v = 500 \div 600$ мм/с, а одновременное повышение мощности лазера требует $v > 900$ мм/с, что соответствует диапазону объемной плотности энергии лазера $VED = 40 \div 110$ Дж/мм³. Согласно установленному диапазону величины VED было проведено дальнейшее варьирование мощности и скорости сканирования для построения объемных образцов.

На рис. 7 представлены матрица значений объемной плотности энергии лазера и платформа с объемными образцами. Варьирование мощности проводили в диапазоне 70–115 Вт, а скорости сканирования в интервале 500–1000 мм/с. Образцы можно разделить на 3 группы по характерным дефектам. Красным цветом на рис. 7, б выделены образцы, в процессе построения которых наблюдалось коробление, желтым – расслоение контура, а зеленым цветом показаны образцы, не имевшие заметных внешних дефектов.

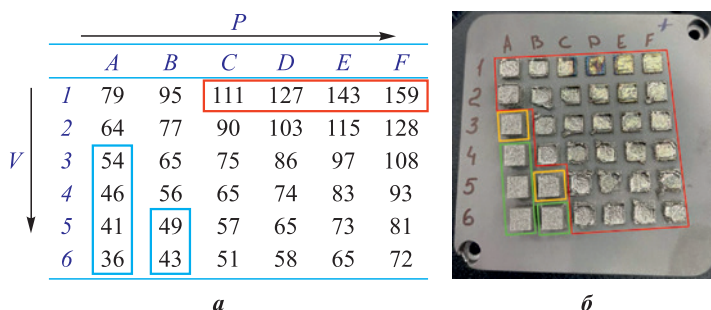


Рис. 7. Режимы СЛС и платформа с построенными образцами
а – матрица режимов со значениями объемной плотности энергии лазера;
б – изображение объемных образцов, построенных с помощью СЛС

Fig. 7. SLM modes and platform with constructed samples

а – mode matrix with volumetric laser energy density values; б – image of bulk samples constructed using SLM

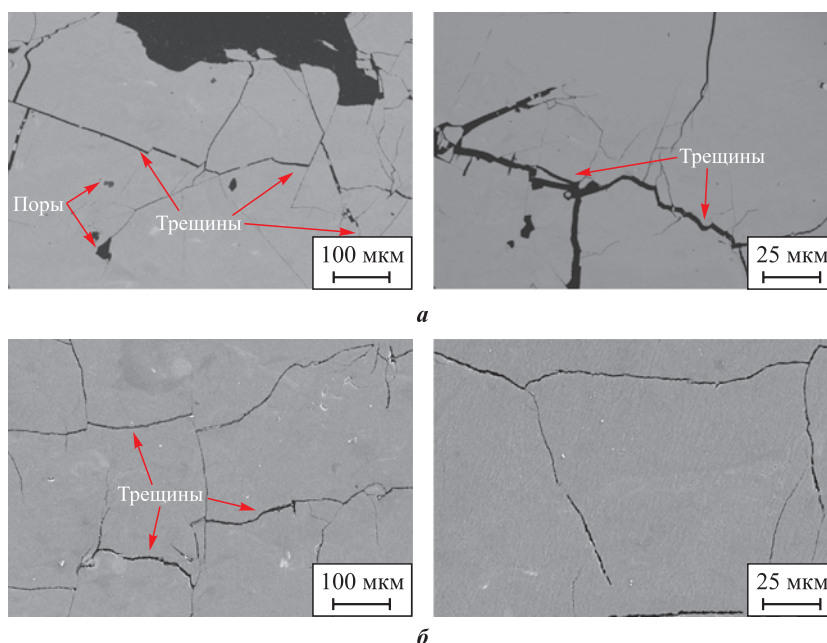


Рис. 8. Микроструктуры объемных СЛС-образцов, полученных при оптимизации режимов А2 (а) и А5 (б)

Fig. 8. Microstructures of bulk SLM samples obtained during the optimization of modes A2 (a) and A5 (b)

Для большинства режимов построения, особенно при высокой плотности энергии лазера (160 Дж/мм^3), не удалось добиться полного построения образцов. Причиной этого являлись недостаточная теплопередача и перегрев расплава, что привело к короблению, а также формированию каверн и трещин. С каждым последующим напечатанным слоем визуальный контроль процесса СЛС требовал отключения печати по некоторым режимам из-за явного коробления выращиваемых образцов. Эти режимы отличаются низкой мощностью лазера (70 Вт), что обеспечило формирование плотной микроструктуры с равномерным распределением легирующих компонентов. Тем не менее в образцах присутствовали микротрещины (рис. 8, а), образовавшиеся в результате воздействия внутренних напряжений из-за сильных температурных градиентов.

Как видно на рис. 8, б, при уменьшении объемной плотности подводимой энергии до 50 Дж/мм^3 и одновременном понижении мощности лазера и скорости сканирования перегрева ванны расплава не происходит, и формирование большей части микротрещин в структуре образцов подавляется. В структуре данных образцов отмечено небольшое количество субмикронных пор ($<3 \text{ об. \%}$), которые образуются в результате захвата аргона ванной расплава.

Постобработка и механические испытания

Полученные образцы из сплава $\text{TNM-B1} + \text{Y}_2\text{O}_3$ с оптимальной структурой по режиму А5 (рис. 9, а) подвергали ГИП и термической обработке. Для исследования изменений фазового состава были

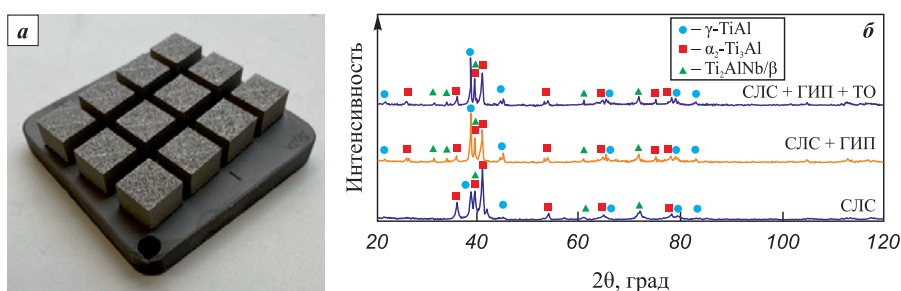


Рис. 9. Объемные образцы из сплава $\text{TNM-B1} + \text{Y}_2\text{O}_3$, полученные методом СЛС (а), и рентгенограммы этого сплава после СЛС, СЛС + ГИП и СЛС + ГИП + ТО (б)

Fig. 9. Bulk samples of the $\text{TNM-B1} + \text{Y}_2\text{O}_3$ alloy obtained by SLM (a) and X-ray diffraction patterns of this alloy after SLM, SLM + HIP, and SLM + HIP + HT (b)

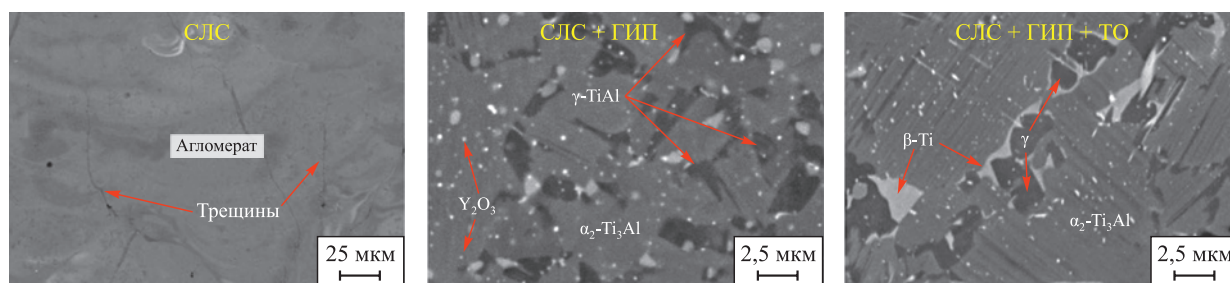


Рис. 10. Микроструктуры сплава TNM-B1 + Y_2O_3 после различных видов обработки

Fig. 10. Microstructures of the TNM-B1 + Y_2O_3 alloy after various types of treatment

сняты рентгенограммы после 3 видов обработки (СЛС, СЛС + ГИП и СЛС + ГИП + ТО) и проведена идентификация фаз (рис. 9, б). В составе сплава TNM-B1 + Y_2O_3 , полученного методом СЛС, преобладала фаза α_2-Ti_3Al (60 мас. %). Ее концентрация в 3–4 раза превосходила равновесную [14]. Процессы фазообразования в сплавах, аналогичных TNM-B1 + Y_2O_3 , контролируются в первую очередь скоростью охлаждения. Для высоких ее значений, характерных для СЛС, подавляется протекание эвтектической реакции $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$, что приводит к избытку фазы α_2-Ti_3Al [11].

Проведение ГИП позволило привести СЛС-сплав TNM-B1 + Y_2O_3 к равновесному состоянию за счет трансформации метастабильного α_2-Ti_3Al в $\gamma-TiAl$. Как видно из дифракционных спектров СЛС-образцов (рис. 9, б), интенсивность пиков тетрагональной фазы $\gamma-TiAl$ после ГИП существенно увеличилась. Соотношение $\gamma-TiAl : \alpha_2-Ti_3Al$ в них составило 75:20. Следует отметить, что в образцах как после СЛС, так и после ГИП содержалось 5–7 % фазы $\beta-Ti$, которая не наблюдалась ранее в данном сплаве, полученном по технологии ГИП из СВС-порошков [15]. Применение метода СЛС для консолидации пред-

полагает воздействие более высоких температур и перевод материала в жидкую фазу, кристаллизация которой начинается с формирования первичных кристаллов $\beta-Ti$ согласно диаграмме состояния Ti–Al. Сформированные таким образом зерна фазы $\beta-Ti$ сохраняются в сплаве после СЛС и ГИП (рис. 10).

Проведение термообработки (ТО) не привело к существенному изменению фазового состава (рис. 9, б): соотношение фаз $\gamma-TiAl : \alpha_2-Ti_3Al$ также составляло 75:20. На данном этапе был осуществлен нагрев выше температуры эвтектического превращения $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$. В результате охлаждения с низкой скоростью равноосные зерна α -фазы распадались на колонии ламелей $\gamma-TiAl : \alpha_2-Ti_3Al$ (рис. 10).

Структурно-фазовые изменения в СЛС-образцах, протекающие при ГИП и ТО, безусловно должны сказаться на свойствах сплава TNM-B1 + Y_2O_3 . На рис. 11 представлены диаграммы деформации по схеме одноосной осадки в координатах «истинные напряжения – логарифмическая деформация» для образцов, полученных по режиму СЛС А5, СЛС + ГИП, СЛС + ГИП + ТО. Пористость образцов после ГИП и ГИП + ТО не превышала 1 %. Установлено, что полученные свойства сильно зави-

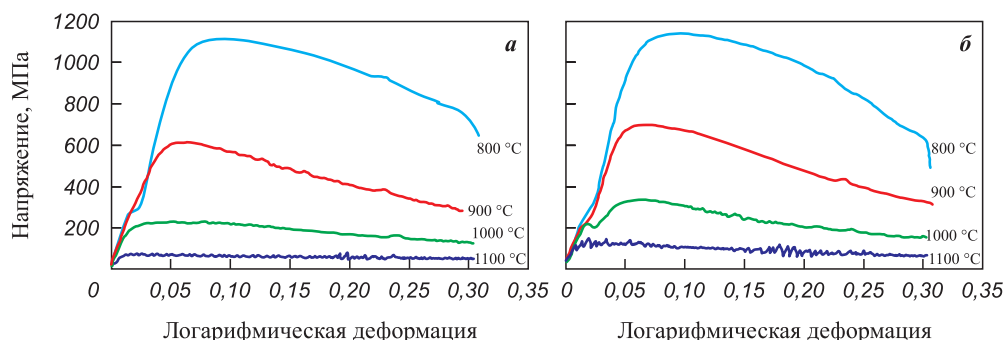


Рис. 11. Диаграммы деформации, реализованной по схеме одноосной осадки, в координатах «истинные напряжения – логарифмическая деформация» для СЛС-образцов из сплава TNM-B1 + Y_2O_3

а – СЛС + ГИП; б – СЛС + ГИП + ТО

Fig. 11. Deformation diagrams under uniaxial compression in the coordinates “true stress – logarithmic strain” for SLM samples of the TNM-B1 + Y_2O_3 alloy

а – SLM + HIP; б – SLM + HIP + HT

Механические свойства сплава TNM-B1 + Y₂O₃ после СЛС и дополнительной термической обработки (режим СЛС А5)

Mechanical properties of TNM-B1 + Y₂O₃ alloy after SLM and heat treatment (SLM mode A5)

t, °C	E, ГПа	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа
Образец после СЛС + ГИП			
800	96,0	522	1128
900	88,0	330	622
1000	82,2	175	253
1100	73,5	94	80
Образец после СЛС + ГИП + ТО			
800	115,2	528	1148
900	68,3	308	703
1000	54,5	181	347
1100	48,2	98	149

сят от температуры испытаний. Все кривые деформации имеют ярко выраженный максимум, соответствующий пределу прочности при сжатии и свидетельствующий о деформационном упрочнении образцов. Для всех кривых характерно наличие второго участка, где увеличение деформации происходит при снижении напряжения. Данный эффект объясняется динамической рекристаллизацией или динамическим восстановлением, а также релаксацией дефектов кристаллической решетки.

Механические свойства (модуль упругости E , предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности при сжатии $\sigma_{\text{в}}$) сплава TNM-B1 + Y₂O₃ после ГИП и ГИП + ТО были определены с использованием диаграмм деформации (в области упругопластического перехода). Значения $\sigma_{0,2}$ у полученных образцов при температуре 800 °C сопоставимы с показателями литых сплавов TNM-B1 ($\sigma_{0,2} = 400\div530$ МПа), а величина $\sigma_{\text{в}}$ увеличена на 150–200 МПа по сравнению с литыми сплавами ($\sigma_{\text{в}} = 880\div1000$ МПа), что связано с наличием более мелкозернистой структуры [29; 30] (см. таблицу).

Проведение ТО для образцов сплава TNM-B1 + Y₂O₃ после СЛС + ГИП позволяет увеличить $\sigma_{\text{в}}$ на 20–100 МПа за счет формирования ламеллярной микроструктуры. Эффект упрочнения более заметен при высоких температурах испытаний (от 900 до 1100 °C).

Выводы

1. Из СВС-порошков сплава TNM-B1 + Y₂O₃ получены порошки фракции 10–65 мкм с высокой степенью сфероидизации частиц (до 99 %). Изучено влияние параметров обработки частиц в термической плазме, генерируемой электродуговым плазмотроном постоянного тока. Выявлено, что она приводит

к значительному изменению морфологии частиц и получению продукта с высокой степенью сфероидизации – в диапазоне от 88 до 97 % в зависимости от значений энтальпии потока плазмы, состава плазмообразующего газа и расхода обрабатываемого материала. При достижении максимальной степени сфероидизации отмечено частичное испарение прекурсора, приводящего к образованию до 7 мас. % нанодисперсии.

2. Установлено, что использование водородсодержащей термической плазмы способствует увеличению степени сфероидизации продукта до 99 %. В то же время повышение расхода прекурсора с 0,6 до 2,4 кг/ч приводит к ее снижению с 97 до 88 %. При обработке порошка в водородсодержащей термической плазме концентрация примесного кислорода падает с 0,8 до 0,13 мас. %, двукратно снижаются примеси азота и на порядок уменьшается концентрация водорода.

3. Эксперименты по оптимизации процесса СЛС определили режимы, позволяющие строить заготовки с минимальными количеством дефектов и остаточной пористостью. Лучшие образцы были получены при объемной плотности энергии лазера 40–50 Дж/мм³ (мощность лазера около 60 Вт) и скорости сканирования выше 900 мм/с.

4. Исследовано влияние постобработки (ГИП и ТО) на структуру, фазовый состав и механические свойства СЛС-образцов из сплава TNM-B1 + Y₂O₃. После газостатической обработки образцы имели близкую к нулю пористость при полном залечивании дефектов структуры, а дополнительная термическая обработка обеспечила трансформацию равноосной структуры сплава в ламеллярную.

5. По результатам термомеханических испытаний по схеме одноосного сжатия в диапазоне температур от 800 до 1100 °C установлено, что сплав с ламеллярной структурой в состоянии СЛС + ГИП + ТО имеет повышенные на 80–100 МПа значения прочности. Лучшие образцы обладали следующими свойствами при $t = 800$ °C: $E = 115,2$ ГПа, $\sigma_{0,2} = 528$ МПа, $\sigma_{\text{в}} = 1148$ МПа, а при 1100 °C: $E = 48,2$ ГПа, $\sigma_{0,2} = 98$ МПа, $\sigma_{\text{в}} = 149$ МПа.

Список литературы / References

1. Liu B., Liu Yo. Powder metallurgy titanium aluminide alloys. *Titanium powder Metallurgy. Science, Technology and Applications*. 2015;27:515–531.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-800054-0.00027-7>
2. Gupta R.K., Pant B. Titanium aluminides. Intermetallic matrix composites. *Properties and Applications*. 2018;4:71–93.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-85709-346-2.00004-2>
3. Niu H.Z., Chen X.J., Chen Y.F., Zhao S., Liu G.H., Zhang D.L. Microstructural stability, phase transforma-

- tion and mechanical properties of a fully-lamellar microstructure of a Mo-modified high-Nb γ -TiAl alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;784:139313. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139313>
4. Kartavykh A.V., Tcherdyntsev V.V., Gorshenkov M.V., Kaloshkin S.D. Microstructure engineering of TiAl-based refractory intermetallics within power-down directional solidification process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;586:180–183. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.10.175>
5. Rittinghaus S.K., Zielinski J. Influence of process conditions on the local solidification and microstructure during laser metal deposition of an intermetallic TiAl alloy (GE4822). *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 2021;52(3):1106–1116. <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06139-2>
6. Zhang S.Z., Zhang C.J., Du Z.X., Hou Z.P., Lin P., Kong F.T., Chen Y.Y. Deformation behavior of high Nb containing TiAl based alloy in $\alpha + \gamma$ two phase field region. *Materials & Design*. 2016;90:225–229. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.080>
7. Nazarova T.I., Imayev V.M., Imayev R.M., Fecht H.J. Study of microstructure and mechanical properties of Ti–45Al–(Fe,Nb) (at.%) alloys. *Intermetallics*. 2017;82: 26–31. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2016.11.009>
8. Knörlein J., Franke M.M., Schloffer M., Berger T., Körner C. Microstructure and mechanical properties of additively manufactured γ -TiAl with dual microstructure. *Intermetallics*. 2023;161:107978. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2023.107978>
9. Imayev V., Gaisin R., Rudskoy A., Nazarova T., Shaimardanov R., Imayev R. Extraordinary superplastic properties of hot worked Ti–45Al–8Nb–0.2C alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016; 663:217–224. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.11.228>
10. Taguchi K., Ayada M., Ishihara K.N., Shingu P.H. Near-net shape processing of TiAl intermetallic compounds via pseudoHIP-SHS route. *Intermetallics*. 1995;3(2):91–98. [https://doi.org/10.1016/0966-9795\(95\)92673-N](https://doi.org/10.1016/0966-9795(95)92673-N)
11. Бусурина М.Л., Умаров Л.М., Ковалев И.Д., Сачкова Н.В., Бусурин С.М., Вадченко С.Г., Сычев А.Е. Особенности структуро- и фазообразования в системе Ti–Al–Nb в режиме теплового взрыва. *Физика горения и взрыва*. 2016;52(6):44–50. <https://doi.org/10.1134/S0010508216060058>
 Busurina M.L., Umarov L.M., Kovalev I.D., Sachkova N.V., Busurin S.M., Vadchenko S.G., Sychev A.E. Features of structure and phase formation in the Ti–Al–Nb system in the thermal explosion mode. *Combustion, Explosion and Shock Waves*. 2016;52(6):659–664. <https://doi.org/10.15372/FGV20160605>
12. Ismael A., Wang C. Effect of Nb additions on microstructure and properties of γ -TiAl based alloys fabricated by selective laser melting. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2019;29(5):1007–1016. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(19\)65009-0](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(19)65009-0)
13. Glenn E.B., Ebrahimi F., Manuel M.V. High temperature deformation of Ti–Al–Nb–Cr–Mo alloy with ultrafine microstructure. *Intermetallics*. 2014;49:132–137. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.01.013>
14. Loginov P.A., Kaplanskii Y.Y., Markov G.M., Patsera E.I., Vorotilo K.V., Korotitskiy A.V., Shvyndina N.V., Levashov E.A. Structural and mechanical properties of Ti–Al–Nb–Mo–B alloy produced from the SHS powder subjected to high-energy ball milling. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;814:141153. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141153>
15. Loginov P.A., Markov G.M., Korotitskiy A.V., Levashov E.A. Compressive creep behavior of powder metallurgy manufactured Y_2O_3 -reinforced TiNb-B1 TiAl alloy with equiaxed and lamellar microstructure. *Materials Characterization*. 2023;205:113367. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113367>
16. Polozov I., Razumov N., Makhmutov T., Silin A., Kim A., Popovich A. Synthesis of titanium orthorhombic alloy spherical powders by mechanical alloying and plasma spheroidization processes. *Materials Letters*. 2019;256: 126615. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126615>
17. Tong B., Lu X., Liu C.C., Wang L.N., Qu X.H. Fabrication of micro-fine spherical high Nb containing TiAl alloy powder based on reaction synthesis and RF plasma spheroidization. *Powder Technology*. 2015;283:9–15. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2015.04.062>
18. Yang W., Li M., Su S., Xiao S., Chen Y. Effects of carbon addition on the microstructure and mechanical property of in-situ reinforced TiAl matrix composite powders produced by plasma rotating electrode process. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;27:5204–5218. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.10.318>
19. Polozov I., Sufiarov V., Kantukov 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>
20. Tsvetkov Y.V., Samokhin A.V., Alekseev N.V., Fadeev A.A., Sinaiskii M.A., Levashov E.A., Kaplanskii Y.Y. Plasma spheroidization of micropowders of a heat-resistant alloy based on nickel monoaluminide. *Doklady Chemistry*. 2018; 483:312–317. <https://doi.org/10.1134/S0012500818120030>
21. Sista K.S., Moon A.P., Sinha G.R., Pirjade B.M., Dwarpudi S. Spherical metal powders through RF plasma spheroidization. *Powder Technology*. 2022;400:117225. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117225>
22. Li Q., Zhang L., Wei D., Ren S., Qu X. Porous Nb-Ti based alloy produced from plasma spheroidized powder. *Results in Physics*. 2017; 7:1289–1298. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2017.03.026>
23. Sheng Y.W., Guo Z.M., Hao J.J., Yang D.H. Effect of spheroidization of Ti–6Al–4V powder on characteristics and rheological behaviors of gelcasting slurry. *Procedia Engineering*. 2012;36:299–306. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2012.03.044>
24. Kenel C., Leinenbach C. Influence of Nb and Mo on microstructure formation of rapidly solidified ternary Ti–Al–(Nb, Mo) alloys. *Intermetallics*. 2016;69:82–89. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2015.10.018>

25. Zhang S.Z., Song Z.W., Han J.C., Zhang C.J., Lin P., Zhu D.D., Kong F.T., Chen Y.Y. Effect of 2–6 at.% Mo addition on microstructural evolution of Ti–44Al alloy. *Journal of Materials Science & Technology*. 2018;34(7): 1196–1204. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.10.012>
26. 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>
27. 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>
28. Самохин А.В., Фадеев А.А., Кирпичев Д.Е., Алексеев Н.В., Берестенко В.И., Астахов А.Г., Завертяев И.Д. Плазменная установка для сфероидизации металлических порошков в потоке термической плазмы. Патент № RU2756327C1 (РФ). 2021.
29. Yang G., Xu X., Sun T., Xu S., Gui W., Zeng J., Mu Y., Liang Y., Lin J. A refined fully lamellar TiAl alloy extruded at α -phase region: Microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2023;888:145804. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145804>
30. Weisheit A., Rittinghaus S.K., Dutta A., Majumdar J.D. Studies on the effect of composition and pre-heating on microstructure and mechanical properties of direct laser clad titanium aluminide. *Optics and Lasers in Engineering*. 2020;131:106041. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2020.106041>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Георгий Михайлович Марков – мл. науч. сотрудник лаборатории «In situ диагностика структурных превращений» Научно-учебного центра (НУЦ) СВС МИСИС–ИСМАН, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС)

 **ORCID:** 0000-0001-7285-7888

 **E-mail:** markov.sci@gmail.com

Андрей Андреевич Фадеев – к.т.н., ст. науч. сотрудник лаборатории «Плазменные процессы в металлургии и обработке материалов» Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН); инженер научного проекта НИТУ МИСИС

 **ORCID:** 0000-0003-2147-1787

 **E-mail:** fadeev@imet.ac.ru

Анастасия Алексеевна Скирпичникова – лаборант-исследователь НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН

 **ORCID:** 0009-0002-1664-7039

 **E-mail:** skirpichnikova@internet.ru

Павел Александрович Логинов – к.т.н., ст. преподаватель кафедры «Порошковая металлургия и функциональные покрытия» (ПМИФП) НИТУ МИСИС; ст. науч. сотрудник лаборатории «In situ диагностика структурных превращений» НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН

 **ORCID:** 0000-0003-2505-2918

 **E-mail:** pavel.loginov.misis@list.ru

Максим Геннадьевич Хомутов – к.т.н., ст. науч. сотрудник лаборатории гибридных аддитивных технологий НИТУ МИСИС

 **ORCID:** 0000-0002-7701-1600

 **E-mail:** khomutov@misis.ru

Андрей Владимирович Самохин – к.т.н., вед. науч. сотрудник, зав. лабораторией «Плазменные процессы в металлургии и обработке материалов» ИМЕТ РАН

 **ORCID:** 0000-0002-1708-5501

 **E-mail:** samokhin@imet.ac.ru

Евгений Александрович Левашов – д.т.н., акад. РАЕН, профессор, зав. кафедрой ПМИФП НИТУ МИСИС; директор НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН

 **ORCID:** 0000-0002-0623-0013

 **E-mail:** levashov@shs.misis.ru

Georgy M. Markov – Junior Research Scientist of the Laboratory “In situ Diagnostics of Structural Transformations” of Scientific-Educational Center of Self Propagating High Temperature Synthesis (SHS-Center) of MISIS–ISMAN, National University of Science and Technology “MISIS” (NUST MISIS)

 **ORCID:** 0000-0001-7285-7888

 **E-mail:** markov.sci@gmail.com

Andrey A. Fadeev – Cand. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist of the Laboratory “Plasma Processes in Metallurgy and Materials Processing” of Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS; Scientific Project Engineer of NUST MISIS

 **ORCID:** 0000-0003-2147-1787

 **E-mail:** fadeev@imet.ac.ru

Anastasia A. Skirpichnikova – Research Assistant of SHS-Center of MISIS–ISMAN

 **ORCID:** 0009-0002-1664-7039

 **E-mail:** skirpichnikova@internet.ru

Pavel A. Loginov – Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Department of Powder Metallurgy and Functional Coatings (PM&FC) of NUST MISIS; Senior Research Scientist of the Laboratory “In situ Diagnostics of Structural Transformations” of SHS-Center of MISIS–ISMAN

 **ORCID:** 0000-0003-2505-2918

 **E-mail:** pavel.loginov.misis@list.ru

Maxim G. Khomutov – Cand. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist of the Laboratory of hybrid additive technologies NUST MISIS

 **ORCID:** 0000-0002-7701-1600

 **E-mail:** khomutov@misis.ru

Andrey V. Samokhin – Cand. Sci. (Eng.), Lead Research Scientist, Head of the Laboratory “Plasma Processes in Metallurgy and Materials Processing” of Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS

 **ORCID:** 0000-0002-1708-5501

 **E-mail:** samokhin@imet.ac.ru

Evgeny A. Levashov – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academic of the Russian Academy of Natural Science, Head of the Department of PM&FC of NUST MISIS; Head of SHS-Center of MISIS–ISMAN

 **ORCID:** 0000-0002-0623-0013

 **E-mail:** levashov@shs.misis.ru

Вклад авторов



Contribution of the Authors

Г. М. Марков – определение цели работы, подготовка исходных материалов, проведение экспериментов, написание текста статьи.

А. А. Фадеев – проведение экспериментов по плазменной сфероидизации, участие в обсуждении результатов, редактирование статьи.

А. А. Скирпичникова – участие в получении исходных материалов.

П. А. Логинов – определение цели работы, участие в обсуждении результатов, корректировка статьи.

М. Г. Хомутов – проведение термомеханических испытаний, участие в обсуждении результатов.

А. В. Самохин – концептуализация и проверка статьи, участие в обсуждении результатов.

Е. А. Левашов – концептуализация проводимых исследований, редактирование текста статьи, участие в обсуждении результатов.

G. M. Markov – defined the research objectives, prepared the starting materials, conducted experiments, and wrote the article.

A. A. Fadeev – conducted experiments on plasma spheroidization, participated in result discussions, and edited the article.

A. A. Skirpichnikova – participated in obtaining the starting materials.

P. A. Loginov – defined the research objectives, participated in result discussions, and revised the article.

M. G. Khomutov – conducted thermomechanical testing and participated in result discussions.

A. V. Samokhin – conceptualized and reviewed the article, participated in result discussions.

E. A. Levashov – conceptualized the research, edited the article text, and participated in result discussions.

Статья поступила 12.04.2024 г.
Доработана 27.06.2024 г.
Принята к публикации 28.06.2024 г.

Received 12.04.2024
Revised 27.06.2024
Accepted 28.06.2024