Глобальная энергия. Том 31, № 3, 2025. С. 86–97.
Global Energy, 2025, 31 (3); 86–97.

Научная статья
УДК 669-1
DOI: https://doi.org/10.18721/JEST.31306

А.М. Золотарев[1], *В.А. Нефёдова*[1] ✉ ,
А.Л. Барабаш[2], *И.А. Полозов*[1], *А.А. Попович*[1]

[1] Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия;

[2] ПАО «Газпром», Санкт-Петербург, Россия

✉ nefedova1vika@gmail.com

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ СПЛАВА ВЖ159 С ДОБАВЛЕНИЕМ НАНОЧАСТИЦ TiB_2. АНАЛИЗ ПОРИСТОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТИ

Аннотация. В данной работе исследовано влияние наночастиц диборида титана (TiB_2) на свойства никелевого суперсплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного плавления (СЛП). Изучены плотность и микротвердость композитов с содержанием TiB_2 от 0 до 2% масс. при различных режимах СЛП с плотностью энергии 49,8–169,3 Дж/мм^3. Методом гидростатического взвешивания получены образцы с плотностью более 99% от теоретической при оптимальных параметрах процесса. Установлено, что с увеличением содержания TiB_2 происходит смещение оптимальной плотности энергии в сторону более высоких значений: для чистого ВЖ159 – 83,3–86,8 Дж/мм^3, для композита с 2% TiB_2 – более 130 Дж/мм^3. Выявлено влияние концентрации наночастиц на механические свойства материала. Микротвердость образцов составила от 280–290 HV для чистого сплава до 320–348 HV для композита с 2% TiB_2. Определено оптимальное содержание TiB_2 1–1,5% при плотности энергии 110–140 Дж/мм^3, обеспечивающее повышение микротвердости на 15–20%.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, никелевый суперсплав ВЖ159, наночастицы диборида титана, микротвердость, плотность энергии, аддитивное производство.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда в рамках реализации проекта «Разработка новых функциональных материалов, интеллектуальных конструкций и технологий их создания методами аддитивного производства на основе современных подходов моделирования и прогнозирования свойств» (Соглашение №23-79-30004, https://rscf.ru/project/23-79-30004/).

Для цитирования:

Золотарев А.М., Нефёдова В.А., Барабаш А.Л. и др. Исследование процесса селективного лазерного плавления для сплава ВЖ159 с добавлением наночастиц TiB_2. Анализ пористости и микротвердости // Глобальная энергия. 2025. Т. 31, № 3. С. 86–97. DOI: https://doi.org/10.18721/JEST.31306

© Золотарев А.М., Нефёдова В.А., Барабаш А.Л. и др., 2025. Издатель: Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

Research article
DOI: https://doi.org/10.18721/JEST.31306

A.M. Zolotarev[1], *V.A. Nefyodova*[1] ✉ ,
A.L. Barabash[2], *I.A. Polozov*[1], *A.A. Popovich*[1]

[1] Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia;
[2] Public Joint Stock Company "Gazprom", St. Petersburg, Russia

✉ nefedova1vika@gmail.com

INVESTIGATION OF THE SELECTIVE LASER MELTING PROCESS FOR VZH159 ALLOY WITH TiB_2 NANOPARTICLE ADDITION. ANALYSIS OF POROSITY AND MICROHARDNESS

Abstract. This study investigates the effect of titanium diboride (TiB_2) nanoparticles on the properties of nickel superalloy VZh159 fabricated by selective laser melting (SLM). The study examines the density and microhardness of composites containing 0 to 2 wt.% TiB_2 under various SLM processing modes with energy densities ranging from 49.8 to 169.3 J/mm^3. Density measurements were conducted using hydrostatic weighing, achieving samples with density exceeding 99% of the theoretical value at optimal process parameters. The study reveals that increasing TiB_2 content shifts the optimal energy density toward higher values: for pure VZh159 it is 83.3–86.8 J/mm^3 and for composites with 1.5% and 2% TiB_2 it exceeds 130 J/mm^3. The research demonstrates progressive microhardness enhancement with increasing TiB_2 concentration, from 280–290 HV for the pure alloy to 320–348 HV for 2% TiB_2 composite. The study determines the optimal TiB_2 content as 1–1.5 wt.% at energy density of 110–140 J/mm^3, providing 15–20% microhardness improvement.

Keywords: selective laser melting, nickel superalloy VZh159, titanium diboride nanoparticles, microhardness, energy density, additive manufacturing.

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-79-30004 "Development of new functional materials, intelligent structures and technologies for their creation using additive manufacturing methods based on modern approaches to modeling and predicting properties". Available online: https://rscf.ru/project/23-79-30004.

Citation:

Zolotarev A.M., Nefyodova V.A., Barabash A.L. et al., Investigation of the selective laser melting process for VZh159 alloy with TiB_2 nanoparticle addition. Analysis of porosity and microhardness, Global Energy, 31 (03) (2025) 86–97, DOI: https://doi.org/10.18721/JEST.31306

Введение. Аддитивное производство (АП) никелевых суперсплавов представляет собой новую технологию создания сложных деталей для аэрокосмической отрасли и энергетики [1]. Селективное лазерное плавление (СЛП) среди прочих методов АП обладает рядом преимуществ: свободой конструирования, экономичностью использования материалов и возможностью получения деталей, близких к финальной форме [2, 3].

Газотурбинные топливные форсунки являются сложными изделиями для изготовления ввиду наличия замысловатых внутренних охлаждающих каналов и жестких эксплуатационных режимов (температуры – до 1600°C, давления – более 30 бар). СЛП-технология дает возможность консолидировать множество элементов и формировать недостижимые ранее внутренние геометрии [4].

ВЖ159 является никелевым суперсплавом, упрочняемым твердым раствором, который широко применяется в газотурбостроении благодаря выдающейся жаропрочности, окалиностойкости и технологичности при сварке [5, 6]. Химический состав сплава с содержанием около 20% Cr, 9% Mo и 3,6% Nb гарантирует высокую коррозионную стойкость в агрессивных условиях [7].

© Zolotarev A.M., Nefyodova V.A., Barabash A.L. et al., 2025. Published by Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University

Тем не менее СЛП-обработка никелевых суперсплавов сопряжена с рядом трудностей. Высокие скорости кристаллизации и значительные температурные градиенты формируют дендритные структуры. Послойное наращивание стимулирует эпитаксиальный рост, что ведет к образованию крупных столбчатых зерен с четко выраженной кристаллографической текстурой по направлению построения и анизотропией механических характеристик [8, 9]. Значительные температурные градиенты генерируют существенные остаточные напряжения до 500 МПа в готовых изделиях [10].

Недавние исследования показали, что добавление керамических наночастиц к металлическим порошкам может эффективно изменять поведение затвердевания и измельчать микроструктуры во время СЛП-обработки. Были исследованы различные наночатицы, включая TiC [11], SiC [12] и Y_2O_3 [13]. Диборид титана (TiB_2) привлек особое внимание благодаря своим свойствам: высокой температуре плавления (3225°C), низкой плотности (4,52 г/см^3), высокой твердости (3400 HV), отличной химической стабильности и близкому соответствию решетки с никелевыми основами [14, 15].

В статье [16] зафиксировано заметное измельчение зерна в сплаве GH3230 при добавках TiB_2, что позволяет снизить размер зерна с 50 мкм до 8 мкм при содержании 1 мас.% TiB_2. В работе [17] авторы показали устранение кристаллизационных трещин в сплаве Inconel 939 при 2 об.% TiB_2, при этом сохранив 13–15%-ное относительное удлинение при комнатной температуре. Интервал концентраций TiB_2 0,5–2,0 мас.% определялся на основе имеющихся литературных данных по керамически-армированным суперсплавам.

В данной работе исследуется влияние содержания наночастиц TiB_2 на плотность и микротвердость сплава ВЖ159, синтезированного методом СЛП, а также устанавливается корреляция между режимами СЛП (плотностью энергии) и содержанием армирующей фазы.

Материалы, оборудование и методы исследования

В работе использовался порошок жаропрочного никелевого сплава ВЖ159 (ХН58МБЮ) производства ООО «СфераМ» с размером частиц 15–63 мкм, полученный методом газовой атомизации. Химический состав сплава ВЖ159 представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сплава ВЖ159 (ХН58МБЮ)

Table 1

Chemical composition of VZh159 alloy

Элемент	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	W	Ti	Fe	C	Si	Mn	B
Содержание, % масс.	Основа	25,0–28,0	8,5–9,5	0,8–1,2	1,8–2,2	4,5–5,5	0,5–0,9	≤5,0	≤0,08	≤0,4	≤0,5	≤0,008

В качестве армирующих частиц использовался порошок TiB_2 со средним размером частиц 100–200 нм. Порошковые композиции готовились путем механического смешивания в шаровой мельнице в течение 8 часов при соотношении шары/порошок 10:1 со скоростью вращения 60 об/мин. Были подготовлены смеси с содержанием TiB_2 0%, 0,5%, 1%, 1,5% и 2% масс. Выбор диапазона концентраций TiB_2 (0–2% масс.) обусловлен литературными данными о критическом снижении пластичности никелевых сплавов при содержании боридных фаз более 2–3%.

Образцы изготавливались на установке СЛП 3DLam MINI с иттербиевым волоконным лазером мощностью 200 Вт в защитной атмосфере аргона. Для каждого состава порошковой композиции было изготовлено по 20 кубических образцов размером 8×8×5 мм с различными режимами СЛП. Толщина слоя порошка составляла 40 мкм, диаметр пятна лазера – 70 мкм.

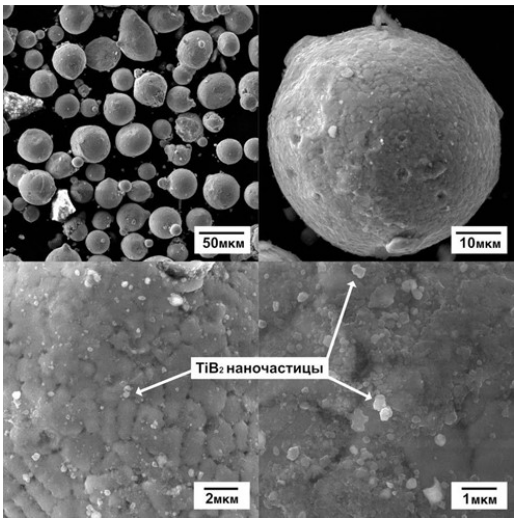

Рис. 1. СЭМ изображения порошка ВЖ159 с наночастицами TiB_2

Fig. 1. SEM images of VZh159 powder with TiB_2 nanoparticles

Таблица 2

Режимы СЛП

Table 2

SLM modes

№ режима	Мощность лазера, Вт	Скорость сканирования, мм/с	Толщина слоя, мкм	Шаг сканирования, мкм	Плотность энергии, Дж/мм^3
1	205	640	40	120	66,73
2	280	500	40	120	116,67
3	280	700	40	120	83,33
4	165	690	40	120	49,82
5	245	690	40	120	73,97
6	250	600	40	120	86,81
7	220	750	40	120	61,11
8	200	500	40	120	83,33
9	270	650	40	120	86,54
10	280	600	40	120	97,22
11	200	400	40	120	104,17
12	240	460	40	120	108,7
13	220	400	40	120	114,58
14	220	380	40	120	120,61
15	280	460	40	120	126,81
16	240	380	40	120	131,58
17	240	360	40	120	138,89
18	280	400	40	120	145,83
19	240	320	40	120	156,25
20	260	320	40	120	169,27

Варьировались мощность лазера и скорость сканирования. Образцы синтезировались при разной плотности энергии в диапазоне 49,8–169,3 Дж/мм^3. Стратегия сканирования – шахматная с поворотом на 67° между слоями.

Плотность образцов измерялась методом гидростатического взвешивания согласно ГОСТ 15139-69. Измерения проводились с использованием аналитических весов с погрешностью не более 0,001 г. В качестве иммерсионной жидкости использовалась дистиллированная вода с добавлением смачивающего компонента.

Микротвердость образцов измерялась на твердомере по шкале Виккерса (HV) при нагрузке 100 г и времени выдержки 10 с согласно ГОСТ 9450-76. Для каждого образца проводилось не менее 10 измерений с последующим вычислением среднего значения и стандартного отклонения.

Результаты

Влияние режимов СЛП и содержания TiB_2 на плотность образцов

Для чистого сплава ВЖ159 (без добавок TiB_2) максимальная плотность достигается при плотности энергии 83,3–86,8 Дж/мм^3, составляя 8,18 г/см^3. С увеличением содержания наночастиц TiB_2 наблюдается смещение плотности энергии, оптимальной с точки зрения плотности материала, в сторону более высоких значений. Для композита с 0,5% TiB_2 плотность энергии, оптимальная с точки зрения плотности материала, составляет 83,3–97,2 Дж/мм^3, для композита с 1% TiB_2 – 108,7–126,8 Дж/мм^3, а для композитов с 1,5% и 2% TiB_2 – более 130 Дж/мм^3.

Необходимость увеличения плотности энергии с ростом содержания TiB_2 обусловлена несколькими факторами:

1) изменением теплофизических свойств порошковой смеси – наночастицы TiB_2 имеют более высокую теплопроводность (60–120 Вт/(м·К)) по сравнению с матричным сплавом, что приводит к более интенсивному отводу тепла из зоны расплава;

2) энергетическими затратами на химические реакции трансформации TiB_2 в бориды переходных металлов;

3) изменением вязкости расплава – наночастицы и продукты их трансформации повышают вязкость, требуя большей энергии для обеспечения адекватной смачиваемости и формирования плотных треков.

Данные о плотности образцов при различных режимах СЛП сведены в табл. 3. Для сплава ВЖ159 без добавок TiB_2 плотность составляет 99,7% от теоретической, что указывает на высокое качество процесса СЛП. С увеличением содержания TiB_2 до 1,5% максимальная достигаемая плотность несколько снижается до 99,2–99,4%, а при содержании 2% TiB_2 – до 99,0–99,2%.

Влияние режимов СЛП и содержания TiB_2 на микротвердость образцов

Анализ зависимости микротвердости от содержания TiB_2 показал прогрессивное увеличение значений микротвердости с ростом концентрации наночастиц (рис. 2). Для чистого ВЖ159 средняя микротвердость составляет 280–290 HV, в то время как для композита с 2% TiB_2 достигает 320–348 HV при оптимальных режимах СЛП. Особенно заметный рост микротвердости наблюдается при переходе от 0% к 1% TiB_2, где прирост составляет в среднем 15–20%.

Данные по микротвердости образцов при различных содержаниях TiB_2 представлены в табл. 4. Максимальная микротвердость для композита с 2% TiB_2 достигается при плотности энергии 97,2 Дж/мм^3 и составляет 348,7 HV.

При исследовании влияния параметров сканирования для композита ВЖ159 с 2% TiB_2 установлено, что наименьшая пористость достигается при средних значениях скорости сканирования и мощности лазера (рис. 3). Как слишком низкие, так и слишком высокие значения этих параметров приводят к увеличению пористости. Это объясняется тем, что при низких значениях недостаточно энергии для полного расплавления частиц, а при слишком высоких возникает перегрев материала, способствующий образованию пор.

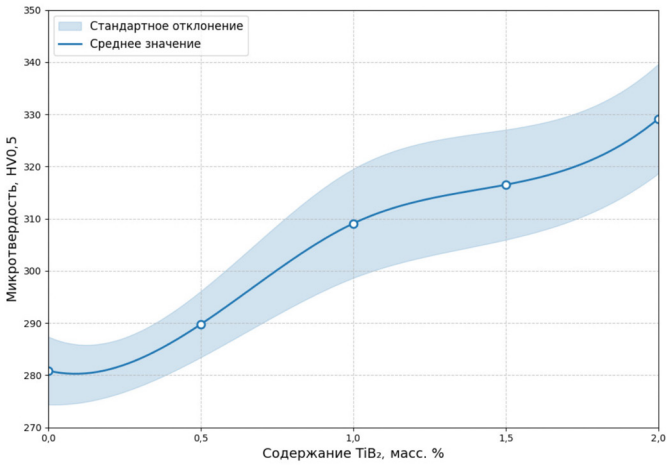

Рис. 2. Зависимость микротвердости образцов от различного содержании TiB_2

Fig. 2. Dependence of microhardness of samples on different TiB_2 content

Таблица 3

Плотность образцов (г/см³) при режимах СЛП, оптимальных с точки зрения плотности материала

Table 3

Sample density (g/cm³) under SLM conditions optimal in terms of material density

№ режима	Плотность энергии (Дж/мм³)	Плотность (г/см³)			
		0% TiB_2	0,5% TiB_2	1% TiB_2	1,5% TiB_2
3	83,3	8,18	8,16	8,12	8,11
7	61,1	8,18	8,08	8,09	7,99
9	86,5	8,16	8,16	8,11	8,11
17	138,9	8,7	–	8,16	8,10
19	156,3	8,14	–	8,15	8,08

Таблица 4

Максимальные значения микротвердости образцов при различном содержании TiB_2 и различных режимах СЛП

Table 4

Maximum values of microhardness of samples with different TiB_2 content and different SLM modes

№ режима	Плотность энергии (Дж/мм³)	Микротвердость				
		0% TiB_2	0,5% TiB_2	1% TiB_2	1,5% TiB_2	2% TiB_2
3	83,3	289,12	290,42	334,84	317,2	320,92
5	74,0	–	297,16	298,84	330,4	324,94
10	97,2	277,0	–	298,52	304,8	348,7
15	126,8	292,2	–	–	–	–

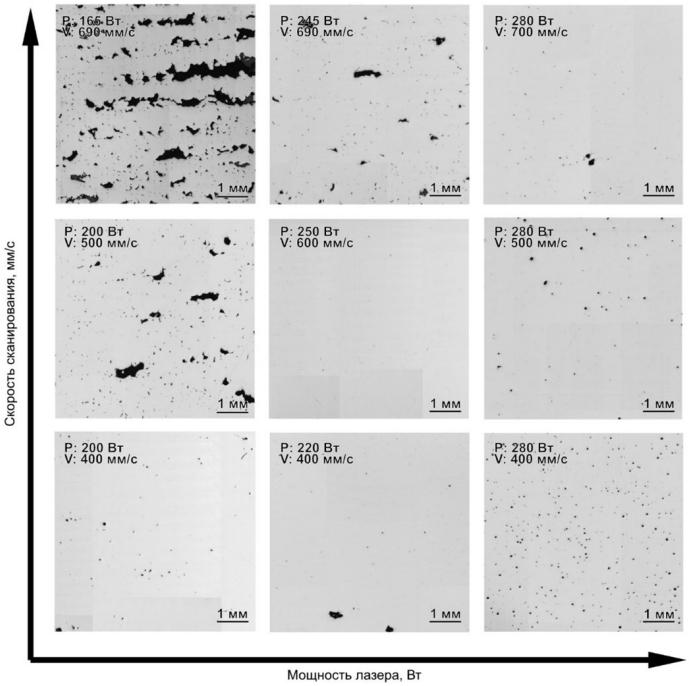

Рис. 3. Влияние скорости сканирования и мощности лазера на пористость композита ВЖ159+2% TiB_2

Fig. 3. Effect of scanning speed and laser power on the porosity of the composite VZh159+2% TiB_2

Обсуждение

Полученные результаты показывают, что введение наночастиц TiB_2 в сплав ВЖ159 существенно влияет на процесс СЛП и свойства получаемых композитов. С увеличением содержания TiB_2 наблюдается смещение оптимальной плотности энергии в сторону более высоких значений, что связано с изменением теплофизических свойств порошковой композиции.

Диборид титана имеет значительно более высокую температуру плавления (3225°C) по сравнению с матричным сплавом ВЖ159 (≈1350°C), что требует увеличения энергии для достижения полного расплавления всех компонентов.

Важно отметить, что в процессе СЛП происходит не простое механическое внедрение частиц TiB_2 в матрицу, а их химическая трансформация. При температурах ванны расплава (1400–1600°C) наночастицы TiB_2 взаимодействуют с элементами матричного сплава ВЖ159:

$$TiB_2 + Cr = Ti_{(р–р)} + CrB/CrB_2;$$

$$TiB_2 + Mo = Ti_{(р–р)} + MoB/CrB_2;$$

$$TiB_2 + Ni = Ti_{(р–р)} + NiB.$$

В результате формируются комплексные бориды (Cr, Mo, Ni)B, которые имеют размер 100–500 нм и преимущественно располагаются по границам дендритов/зерен. Титан при этом переходит в твердый раствор, дополнительно упрочняя матрицу. Данный механизм объясняет эффективность упрочнения даже при малых добавках TiB_2 и необходимость повышения энергии для полного протекания реакций трансформации.

Повышение микротвердости композитов с увеличением содержания TiB_2 объясняется несколькими механизмами упрочнения:

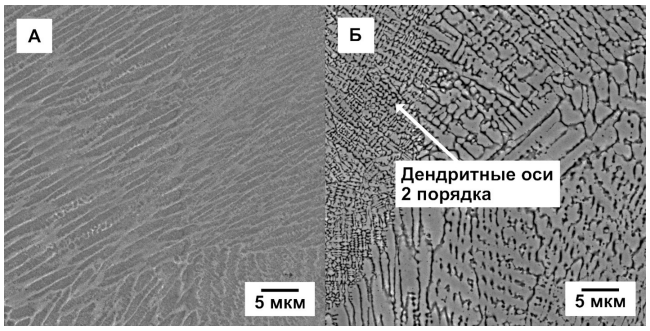

Рис. 4. Изменение микроструктуры при добавлении наночастиц TiB_2: а) 0%, б) 2%
Fig. 4. Change in microstructure upon addition of TiB_2 nanoparticles: a) 0%, b) 2%

1) Дисперсионное упрочнение за счет формирующихся *in-situ* боридов (Cr, Mo, Ni)B размером 100–500 нм, создающих барьеры для движения дислокаций, что приводит к повышению прочности согласно механизму Орована.

2) Измельчение зеренной структуры матрицы благодаря эффекту гетерогенного зародышеобразования на частицах TiB_2.

3) Повышение объемной доли границ раздела между матрицей и упрочняющей фазой.

4) Высокая термическая стабильность боридных фаз, что препятствует рекристаллизации и сохраняет мелкозернистую структуру при высоких температурах эксплуатации.

При этом заметный рост микротвердости наблюдается уже при добавлении 0,5–1% TiB_2, что указывает на высокую эффективность данного типа упрочнения. Дальнейшее увеличение содержания TiB_2 до 2% приводит к менее интенсивному росту микротвердости, что может быть связано с агломерацией наночастиц и снижением однородности их распределения в матрице.

Исследование пористости композитов показало, что при режимах СЛП, оптимальных с точки зрения плотности материала, возможно получение материала с плотностью более 99% от теоретической даже при содержании TiB_2 до 2%. Однако с увеличением содержания наночастиц диапазон оптимальных режимов СЛП сужается, что требует более тщательного подбора параметров процесса.

На основании проведенных исследований установлено, что содержанием наночастиц TiB_2, оптимальным с точки зрения комплекса свойств, в сплаве ВЖ159, полученном методом СЛП, является 1–1,5%. Данный состав обеспечивает высокую плотность материала (более 99,2% от теоретической) и повышение микротвердости на 15–20% по сравнению с исходным сплавом.

Заключение

1. Установлено влияние содержания наночастиц TiB_2 (0%, 0,5%, 1%, 1,5% и 2% масс.) на плотность и микротвердость сплава ВЖ159, полученного методом СЛП.

2. Показано, что с увеличением содержания наночастиц TiB_2 наблюдается смещение плотности энергии, оптимальной с точки зрения минимизации пористости, в сторону более высоких значений: для чистого сплава ВЖ159 – 83,3–86,8 Дж/мм^3, для композита с 0,5% TiB_2 – 83,3–97,2 Дж/мм^3, для композита с 1% TiB_2 – 108,7–126,8 Дж/мм^3, а для композитов с 1,5% и 2% TiB_2 – более 130 Дж/мм^3.

3. Выявлено прогрессивное увеличение микротвердости с ростом концентрации наночастиц TiB_2: для чистого ВЖ159 – 280–290 HV, для композита с 2% TiB_2 – 320–348 HV.

4. Определено оптимальное содержание наночастиц TiB_2 в сплаве ВЖ159 – 1–1,5% при плотности энергии 110–140 Дж/мм^3, обеспечивающее высокую плотность материала и повышение микротвердости на 15–20%.

5. Установлена необходимость увеличения плотности энергии с ростом содержания TiB_2 для достижения максимальной плотности и микротвердости материала, что обусловлено более высокой температурой плавления TiB_2 по сравнению с матричным сплавом и изменением теплофизических свойств композита.

Результаты исследования показывают перспективность применения композитов на основе сплава ВЖ159 с добавлением наночастиц TiB_2 для изготовления деталей газотурбинных двигателей методом селективного лазерного плавления с улучшенными механическими свойствами, в частности, повышенной микротвердостью и износостойкостью.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

[1] **Srinivasan D., Ananth K.** Recent advances in alloy development for metal additive manufacturing in gas turbine/aerospace applications: A review, Journal of the Indian Institute of Science, 102 (2022) 311–349. DOI: 10.1007/s41745-022-00290-4

[2] **Gao B., Zhao H., Peng L., Sun Z.** A review of research progress in selective laser melting (SLM), Micromachines, 14 (1) (2023) 57. DOI: 10.3390/mi14010057

[3] **Soni N., Renna G., Leo P**. Advancements in metal processing additive technologies: Selective laser melting (SLM), Metals, 14 (9) (2024) 1081. DOI: 10.3390/met14091081

[4] **Han P.** Additive design and manufacturing of jet engine parts, Engineering, 3 (5) (2017) 648–652. DOI: 10.1016/J.ENG.2017.05.017

[5] **Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М.** Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2016. Т. 43, № S1. С. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15

[6] **Kyarimov R.R., Statnik E.S., Sadykova Iu.A., Frantsuzov A.A., Salimon A.I., Korsunsky A.M.** Factorial-experimental investigation of LPBF regimes for VZh159 nickel superalloy grain structure and structural strength optimization, Frontier in Materials, 11 (2024) 1470651. DOI: 10.3389/fmats.2024.1470651

[7] **Солнцев С.С., Швагирева В.В., Исаева Н.В., Соловьева Г.А.** Жаростойкое покрытие для защиты высокопрочных сложнолегированных никелевых сплавов от высокотемпературной газовой коррозии // Труды ВИАМ. 2014. № 6. Ст. 4. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-6-4-4

[8] **Calandri M., Yin S., Aldwell B., Calignano F., Lupoi R., Ugues D.** Texture and microstructural features at different length scales in Inconel 718 produced by selective laser melting, Materials, 12 (8) (2019) 1293. DOI: 10.3390/ma12081293

[9] **Chittewar S.L., Patil N.G.** Surface integrity of conventional and additively manufactured nickel superalloys: A review, Materials Today: Proceedings, 44 (1) (2021) 701–708. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.614

[10] **Mercelis P., Kruth J.-P.** Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, Rapid Prototyping Journal, 12 (5) (2006) 254–265. DOI: 10.1108/13552540610707013

[11] **Zhang H., Wang W.-X., Chang F., Li C.-L., Shu S.-L., Wang Z.-F., Han X., Zou Q., Qiu F., Jiang Q.** Microstructure manipulation and strengthening mechanisms of 40Cr steel via trace TiC nanoparticles, Materials Science & Engineering: A, 822 (2021) 141693. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141693

[12] **Ning J., Lan Q., Zhu L., Xu L., Yang Z., Xu P., Xue P., Xin B.** Microstructure and mechanical properties of SiC-reinforced Inconel 718 composites fabricated by laser cladding, Surface and Coatings Technology, 463 (2023) 129514. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129514

[13] **Li M., Wang L., Yang H., Zhang S., Lin X., Huang W.** Microstructure and mechanical properties of Y_2O_3 strengthened Inconel 625 alloy fabricated by selective laser melting, Materials Science and Engineering: A, 854 (2022) 143813. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143813

[14] **Zhang B., Bi G., Nai S., Sun C.-n., Wei J.** Microhardness and microstructure evolution of TiB_2 reinforced Inconel 625/TiB_2 composite produced by selective laser melting, Optics & Laser Technology, 80 (2016) 186–195. DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.01.010

[15] **Basu B., Raju G.B., Suri A.K.** Processing and properties of monolithic TiB_2 based materials, International Materials Reviews, 51 (6) (2006) 352–374. DOI: 10.1179/174328006X102529

[16] **Zhang Z., Han Q., Liu Z., Gao J., Wang L., Liu H., Wang R., Ma T., Gao Z.** Combined effects of heat treatment and TiB_2 content on the high-temperature tensile performance of TiB_2-modified Ni-based GH3230 alloy processed by laser powder bed fusion, Materials Science and Engineering: A, 861 (2022) 144379. DOI: 10.1016/j.msea.2022.144379

[17] **Bae J.-S., Tekoglu E., Alrizqi M., O'Brien A.D., Liu J., Biggs K., Kim S.Y., Penn A., Sulak I., Chen W., So K.P., Hart A.J., Sim G.D., Li J.** Additive manufacturing of strong and ductile In939+TiB_2 by laser powder bed fusion, Materials Science and Engineering: A, 939 (2025) 148446. DOI: 10.1016/j.msea.2025.148446

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ЗОЛОТАРЕВ Антон Михайлович – *инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.*
E-mail: zolotarev_am@spbstu.ru

НЕФЁДОВА Виктория Александровна – *инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.*
E-mail: nefedova1vika@gmail.com

БАРАБАШ Алексей Леонидович – *главный специалист, ПАО «Газпром», без степени.*
E-mail: Barabash.alexey@gmail.com

ПОЛОЗОВ Игорь Анатольевич – *доцент, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.*
E-mail: igor.polozov@gmail.com
ORCID: https://orcid.org/0000-0002-5380-3072

ПОПОВИЧ Анатолий Анатольевич – *директор ИММиТ, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р техн. наук.*
E-mail: popovicha@mail.ru
ORCID: https://orcid.org/0000-0002-5974-6654

REFERENCES

[1] **D. Srinivasan, K. Ananth,** Recent advances in alloy development for metal additive manufacturing in gas turbine/aerospace applications: A review, Journal of the Indian Institute of Science, 102 (2022) 311–349. DOI: 10.1007/s41745-022-00290-4

[2] **B. Gao, H. Zhao, L. Peng, Z. Sun,** A review of research progress in selective laser melting (SLM), Micromachines, 14 (1) (2023) 57. DOI: 10.3390/mi14010057

[3] **N. Soni, G. Renna, P. Leo,** Advancements in metal processing additive technologies: Selective laser melting (SLM), Metals, 14 (9) (2024) 1081. DOI: 10.3390/met14091081

[4] **P. Han,** Additive design and manufacturing of jet engine parts, Engineering, 3 (5) (2017) 648–652. DOI: 10.1016/J.ENG.2017.05.017

[5] **A.G. Evgenov, M.A. Gorbovets, S.M. Prager,** Struktura i mekhanicheskie svoistva zharoprochnykh splavov VZH159 i EP648, poluchennykh metodom selektivnogo lazernogo splavleniia [Structure and mechanical properties of heat-resistant alloys VZh159 and EP648 obtained by selective laser melting], Aviation Materials and Technologies, 43 (S1) (2016) 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15

[6] **R.R. Kyarimov, E.S. Statnik, Iu.A. Sadykova, A.A. Frantsuzov, A.I. Salimon, A.M. Korsunsky,** Factorial-experimental investigation of LPBF regimes for VZh159 nickel superalloy grain structure and structural strength optimization, Frontier in Materials, 11 (2024) 1470651. DOI: 10.3389/fmats.2024.1470651

[7] **S.S. Solncev, V.V. Shvagireva, N.V. Isaeva, G.A. Solovyova,** High temperature coating for protection of high-strength complex alloyed of nickel alloys of high-temperature gas corrosion, Proceedings of VIAM, 6 (2014) 4. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-6-4-4

[8] **M. Calandri, S. Yin, B. Aldwell, F. Calignano, R. Lupoi, D. Ugues,** Texture and microstructural features at different length scales in Inconel 718 produced by selective laser melting, Materials, 12 (8) (2019) 1293. DOI: 10.3390/ma12081293

[9] **S.L. Chittewar, N.G. Patil,** Surface integrity of conventional and additively manufactured nickel superalloys: A review, Materials Today: Proceedings, 44 (1) (2021) 701–708. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.614

[10] **P. Mercelis, J.-P. Kruth,** Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, Rapid Prototyping Journal, 12 (5) (2006) 254–265. DOI: 10.1108/13552540610707013

[11] **H. Zhang, W.-X. Wang, F. Chang, C.-L. Li, S.-L. Shu, Z.-F. Wang, X. Han, Q. Zou, F. Qiu, Q. Jiang,** Microstructure manipulation and strengthening mechanisms of 40Cr steel via trace TiC nanoparticles, Materials Science & Engineering: A, 822 (2021) 141693. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141693

[12] **J. Ning, Q. Lan, L. Zhu, L. Xu, Z. Yang, P. Xu, P. Xue, B. Xin,** Microstructure and mechanical properties of SiC-reinforced Inconel 718 composites fabricated by laser cladding, Surface and Coatings Technology, 463 (2023) 129514. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129514

[13] **M. Li, L. Wang, H. Yang, S. Zhang, X. Lin, W. Huang,** Microstructure and mechanical properties of Y_2O_3 strengthened Inconel 625 alloy fabricated by selective laser melting, Materials Science and Engineering: A, 854 (2022) 143813. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143813

[14] **B. Zhang, G. Bi, S. Nai, C.-n. Sun, J. Wei,** Microhardness and microstructure evolution of TiB_2 reinforced Inconel 625/TiB_2 composite produced by selective laser melting, Optics & Laser Technology, 80 (2016) 186–195. DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.01.010

[15] **B. Basu, G.B. Raju, A.K. Suri,** Processing and properties of monolithic TiB_2 based materials, International Materials Reviews, 51 (6) (2006) 352–374. DOI: 10.1179/174328006X102529

[16] **Z. Zhang, Q. Han, Z. Liu, J. Gao, L. Wang, H. Liu, R. Wang, T. Ma, Z. Gao,** Combined effects of heat treatment and TiB_2 content on the high-temperature tensile performance of TiB_2-modified Ni-based GH3230 alloy processed by laser powder bed fusion, Materials Science and Engineering: A, 861 (2022) 144379. DOI: 10.1016/j.msea.2022.144379

[17] **J.-S. Bae, E. Tekoglu, M. Alrizqi, A.D. O'Brien, J. Liu, K. Biggs, S.Y. Kim, A. Penn, I. Sulak, W. Chen, K.P. So, A.J. Hart, G.D. Sim, J. Li,** Additive manufacturing of strong and ductile In939+TiB_2 by laser powder bed fusion, Materials Science and Engineering: A, 939 (2025) 148446. DOI: 10.1016/j.msea.2025.148446

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Anton M. ZOLOTAREV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: zolotarev_am@spbstu.ru

Victoria A. NEFYODOVA – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: nefedova1vika@gmail.com

Aleksei L. BARABASH – *Public Joint Stock Company "Gazprom".*
E-mail: Barabash.alexey@gmail.com

Igor A. POLOZOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: igor.polozov@gmail.com
ORCID: https://orcid.org/0000-0002-5380-3072

Anatoliy A. POPOVICH – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*
E-mail: popovicha@mail.ru
ORCID: https://orcid.org/0000-0002-5974-6654

Поступила: 18.07.2025; Одобрена: 11.08.2025; Принята: 10.09.2025.
Submitted: 18.07.2025; Approved: 11.08.2025; Accepted: 10.09.2025.