

Научная статья

УДК 531

doi: 10.17223/19988621/95/12

**Исследование процессов лазерного выращивания,
структуры и механических свойств композиционных
материалов, полученных из порошковой смеси
Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂**

**Владимир Васильевич Промахов¹, Алексей Евгеньевич Матвеев²,
Никита Александрович Шульц³, Владислав Романович Бахмат⁴,
Тимур Эшанкулович Туранов⁵**

^{1, 2, 3, 4, 5} Томский государственный университет, Томск, Россия

² Томский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия

¹ vvpromakhov@mail.ru

² cool.mr.c@mail.ru

³ schulznikita97@gmail.com

⁴ bakhmatvr@gmail.com

⁵ timur.kb2@icloud.com

Аннотация. Получены образцы металломатричных композиционных материалов на основе системы Inconel 625 – 5 мас. % (Al–TiB₂) с применением аддитивной технологии прямого лазерного выращивания. Показано, что параметры наплавки критически влияют на структуру формируемых валиков, так же как и качество просушки исходных порошков. Изучены закономерности формирования структуры и физико-механических свойств полученных образцов. Установлены факторы, которые определяют твердость и прочность полученных материалов. Показано, что термообработка первого типа позволяет повысить предел прочности полученных металломатричных композиционных материалов в среднем на 20%.

Ключевые слова: металломатричные композиционные материалы, прямое лазерное выращивание, структура, физико-механические свойства

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-79-10086-П.

Для цитирования: Промахов В.В., Матвеев А.Е., Шульц Н.А., Бахмат В.Р., Туранов Т.Э. Исследование процессов лазерного выращивания, структуры и механических свойств композиционных материалов, полученных из порошковой смеси Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂ // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2025. № 95. С. 137–151. doi: 10.17223/19988621/95/12

Original article

A study of the laser deposition, structure, and mechanical properties of composite materials based on the Inconel 625 – 5 wt. % Al–TiB₂ powder mixture

Vladimir V. Promakhov¹, Aleksey E. Matveev², Nikita A. Schulz³,
Vladislav R. Bakhmat⁴, Timur E. Turanov⁵

^{1, 2, 3, 4, 5} Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation

² Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch
of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russian Federation

¹ vvpromakhov@mail.ru

² cool.mr.c@mail.ru

³ schulznikita97@gmail.com

⁴ bakhmatvr@gmail.com

⁵ timur.kb2@icloud.com

Abstract. In this work, samples of metal-matrix composite materials based on the Inconel 625–5 wt. % (Al–TiB₂) system were obtained using the additive technology of direct laser deposition. The results showed that the surfacing parameters critically affected the structure of the formed beads, as well as the quality of drying the initial powders. The patterns of the structure formation and physical and mechanical properties of the obtained samples were studied. The factors determining the hardness and strength of the obtained materials were derived. It was shown that the first-type heat treatment allowed increasing the ultimate strength of the obtained metal-matrix composite materials by an average of 20%.

Keywords: metal-matrix composite materials, direct laser deposition, structure, physical and mechanical properties

Acknowledgments: This study was financially supported by the Russian Science Foundation (grant No. 20-79-10086-П).

For citation: Promakhov, V.V., Matveev, A.E., Schulz, N.A., Bakhmat, V.R., Turanov, T.E. (2025) A study of the laser deposition, structure, and mechanical properties of composite materials based on the Inconel 625 – 5 wt. % Al–TiB₂ powder mixture. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 95. pp. 137–151. doi: 10.17223/19988621/95/12

Введение

Развитие и внедрение цифровых технологий (ЦТ) с рациональным использованием природных материалов и человеческих ресурсов является основой для ядра шестого технологического уклада на современном этапе развития общества [1, 2]. Несомненно, одним из перспективных направлений в области ЦТ являются технологии аддитивного лазерного выращивания изделий, которые активно внедряются в отечественной промышленности. Минпромторгом была разработана «Стратегия развития аддитивных технологий» (утверждена распоряжением Правительства РФ от 14 июля 2021 г. № 1913-р.), которая предполагает, что к 2030 г. российский рынок достигнет 13,2 млрд рублей [3]. Однако для достижения поставленных в стратегии целей необходимо достичь технологического суверенитета в области создания

конкурентоспособного оборудования и сырьевых материалов (порошков), применяемых в аддитивных технологиях лазерного выращивания [4]. В то же время обсуждение вопроса о стратегических направлениях разработок новых материалов для наукоемких отраслей промышленности приводит к потребности в жаропрочных материалах и технологиях их создания [5].

Большая часть авторов современных исследований в этом вопросе сходятся во мнении, что будущее за керамическими материалами в силу их высокой температуры плавления и жаропрочности [6]. При этом те же особенности структуры керамики (особенности связей в кристаллической решетке), которые определяют ее преимущество перед металлами, порождают и основной недостаток – хрупкое разрушение. На сегодняшний день традиционным порошком, который применяется в аддитивных технологиях для получения жаропрочных изделий, является никелевый сплав марки Inconel 625 [7]. Однако высокая плотность сплава ($8,44 \text{ г/см}^3$) способствует увеличению массы изделия, что ограничивает его применение в транспортных областях промышленности: авиакосмической, автомобильной, судостроительной и др. Возникает закономерный вопрос о снижении массы изделий, полученных методом аддитивного выращивания с применением порошков Inconel 625, при сохранении или увеличении их физико-механических свойств. В рамках данной работы для повышения прочностных свойств будут использованы композиционные металломатричные частицы, состоящие из металлической / интерметаллидной матрицы и мелкодисперсных частиц тугоплавкого материала (керамики). Такой подход позволит реализовать значительный научно-технический потенциал материалов для аддитивных технологий с уникальными свойствами. В данном направлении ведутся активные исследования по самораспространяющемуся высокотемпературному синтезу (СВС) композиционных материалов в малотоннажных объемах [8, 9]. Потенциал рабочих температур данных материалов может достигать 1500°C . В частности, методом СВС были получены металломатричные композиционные материалы Al–TiB₂ [10]. Структура композитов представлена алюминиевой матрицей (60 мас. %), внутри которой распределены частицы диборида титана (40 мас. %) субмикронного и нанометрового размера. В процессе исследований удалось осуществить переход от лабораторных условий к полупромышленным и синтезировать материалы массой от 1 до 10 кг [11]. Возникает закономерный вопрос о возможности применения композиционных металломатричных порошков системы Al–TiB₂ в технологиях прямого лазерного выращивания. Одним из возможных методов применения этих композитов является их добавление к жаропрочному порошку на основе сплава никеля и хрома (семейство Inconel) в процессе лазерного выращивания. Предполагается, что применение композита Al–TiB₂ в качестве добавки позволит увеличить физико-механические свойства изделий, полученных прямым лазерным выращиванием: прочность, твердость, жаропрочность, а также снизить массу изделия при сохранении физико-механических параметров. Предполагается, что в процессе лазерного выращивания легкоплавкая матрица алюминия позволит создать жидкий слой расплава, который будет смачивать керамические включения (TiB₂), что позволит осуществить их равномерное распределение в основном материале Inconel 625. Целью данной работы является выявление параметров получения композиционных материалов методом прямого лазерного выращивания из порошковой смеси Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂, а также исследование физико-механических свойств этих материалов.

Материалы и методы

В качестве базового материала использовали порошок Inconel 625 (Hoganas). Заявленный производителем химический состав сплава приведен в табл. 1. На рис. 1, *a, b* представлены внешний вид частиц порошка Inconel 625 (Hoganas) и его гранулометрический состав соответственно.

Таблица 1

Химический состав порошка Inconel 625

Ni	Cr	Fe	Mo	P	Nb	B	Ti	Др.
Осн.	20,08	0,51	8,9	—	3,51	—	—	0,08
Si	Co	C	Mn	Al	O ₂	S	Cu	
0,43	—	0,01	0,37	0,01	0,07	—	—	

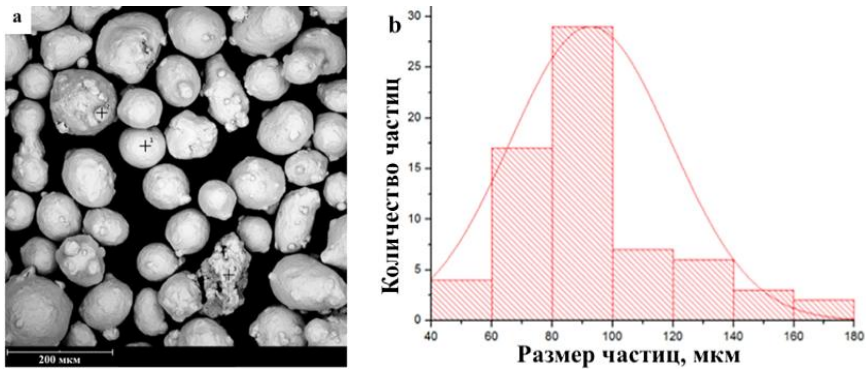


Рис. 1. Порошок Inconel 625 (Hoganas): РЭМ-изображение частиц порошка (*a*), гранулометрический состав порошка (*b*)

Fig. 1. Inconel 625 (Hoganas) powder: (*a*) SEM image of powder particles and (*b*) granulometric composition of the powder

Согласно представленным данным, частицы порошка имеют сферическую форму. В качестве армирующей добавки использовались композиционные материалы системы Al–TiB₂, полученные методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Методика получения описана в работе [10]. На рис. 2, *a* представлены изображения структуры композиционных СВС-частиц. На рис. 2, *b* показано распределение частиц TiB₂ в матрице алюминия по размерам.

Полученные с применением СВС материалы измельчались в порошок дисперсностью 30–80 мкм. Измельченные композиционные порошки смешивали с порошком Inconel 625 в соотношении 5 мас. % – 95 мас. % соответственно.

Образцы Inconel 625–NiTi–TiB₂ были получены с помощью волоконного лазера LS–3 производства IPG Photonics. Оптимальные режимы лазерного выращивания определяли при изменении параметров диаметра лазерного луча, мощности излучения, скорости перемещения луча, массового расхода порошка.

Структура материала была изучена с применением сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) T-SCAN с фокусированными ионными пучками, а также с помощью детектора энергодисперсионного рентгеновского спектра (EDS). Для исследования механических свойств из порошковой смеси Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂

методом прямого лазерного выращивания были изготовлены образцы дисков для исследования твердости и лопаток для исследования прочности на растяжение. Схематическое изображение лопаток представлено на рис. 3.

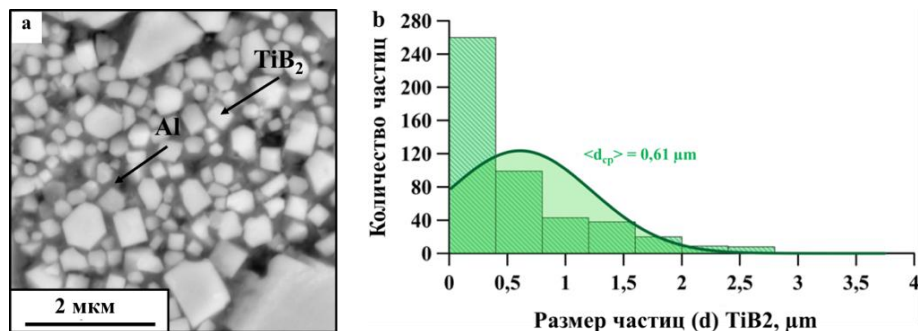


Рис. 2. СЭМ-изображение структуры композитов (a) и гистограмма размеров керамических частиц TiB_2 распределенных в матрице алюминия (b)

Fig. 2. (a) SEM images of the composite structure and (b) histogram of the sizes of the TiB_2 ceramic particles distributed in the aluminum matrix

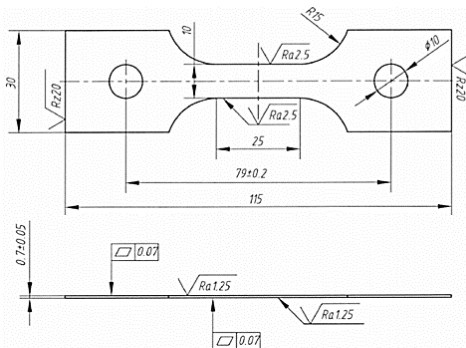


Рис. 3. Схематическое изображение образцов лопаток для испытаний на растяжение

Fig. 3. Schematic representation of blade specimens for tensile testing

Микротвердость полученных образцов была измерена с помощью твердомера Buehler Wilson Micromet 6040 (Buehler LLC, Лейк-Блафф, Иллинойс, США) с программным обеспечением для анализа изображений Thixomet Pro (Nikon Co., Токио, Япония). Испытания на растяжение образцов проводились на универсальной системе статических испытаний Instron (Illinois Tool Works Inc., Гленвиль, Иллинойс, США), которая оснащена видеоекстензометром для точного измерения деформации без необходимости контакта с образцом.

Результаты и обсуждение

Величины вертикального и горизонтального смещения зависят от габаритов единичного наплавленного валика. В связи с этим был проведен ряд экспериментов, направленных на выявление влияния параметров наплавки порошковой смеси Inconel 625 – 5 мас. % Al– TiB_2 на геометрию образующихся валиков (рис. 4). При

этом погонный расход (отношение расхода присадочного порошка к скорости наплавки, г/мм) оставался неизменным.

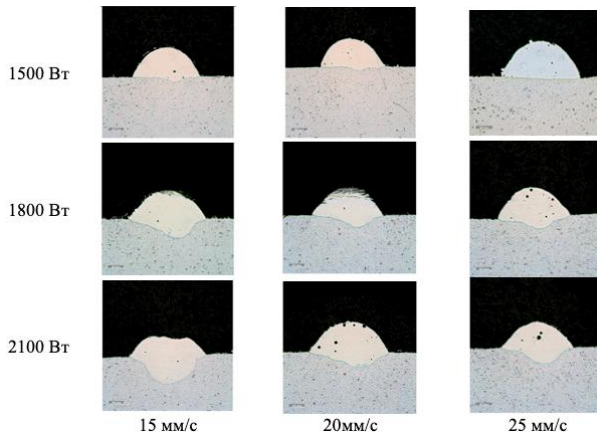


Рис. 4. Поперечное сечение наплавленных валиков при варьировании мощности излучения и скорости перемещения лазерного луча с сохранением погонного расхода присадочного порошка

Fig. 4. Cross-section of deposited beads at varying radiation power and laser beam speed at a constant linear consumption of the filler powder

Результаты измерения геометрии валиков и графики влияния параметров наплавки на ширину и высоту наплавленного валика приведены в табл. 2 и на рис. 5 соответственно.

Таблица 2

Результаты измерения геометрии наплавляемого валика

D, мм	P, Вт	V, мм/с	G, г/мин	Ширина валика, мм	Высота валика, мм
2,5	1 500	25	27.3	1.75	0.71
	1 500	20	21.9	1.92	0.75
	1 500	15	16.4	2.13	0.79
	1 800	25	27.3	1.88	0.74
	1 800	20	21.9	2.04	0.63
	1 800	15	16.4	2.4	0.68
	2 100	25	27.3	2.04	0.64
	2 100	20	21.9	2.39	0.73
	2 100	15	16.4	2.45	0.66

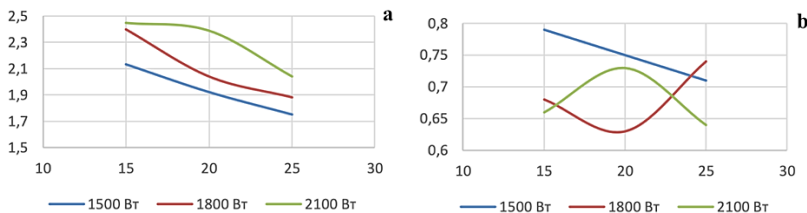


Рис. 5. Ширина (a) и высота (b) наплавленных валиков в зависимости от параметров процесса наплавки при постоянном погонном расходе присадочного порошка

Fig. 5. (a) Width and (b) height of deposited beads depending on the parameters of the deposition at a constant linear consumption of the filler powder

Далее были назначены величины поперечного смещения, которое имеет значение, равное $2/3$ от ширины единичного валика, и вертикального смещения, приблизительно равного высоте валика, после чего были выращены образцы шириной и высотой в 5 валиков соответственно. По результатам металлографического анализа были обнаружены газовые поры в наплавленном металле (рис. 6, *a*), располагающиеся как поодиночке, так и скоплениями. Единичные поры имеют большие размеры, до 150 мкм в диаметре. Было выдвинуто предположение, что данная пористость вызвана влагой, абсорбированной порошком за время хранения. Для проверки представленной гипотезы порошковая смесь Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂ дополнительно сушилась в вакуумной печи при температуре 100°C в течение 4 ч. После процедуры просушивания экспериментальные работы были проведены повторно. По результатам металлографического анализа установлено, что после просушки порошков пор не наблюдалось (рис. 6, *b*): присутствовали единичные поры, размер и количество которых не превышает 20 мкм и 0.5 об. %. Стоит отметить, что небольшое количество пор является характерным для процессов порошковой металлургии, литья и сварки без применения дополнительной уплотняющей пластической обработки (ГИП).

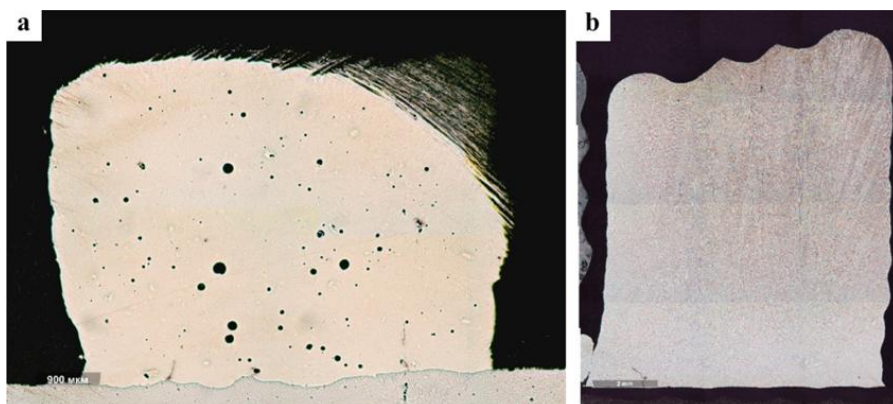


Рис. 6. Металлографические изображения материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания из порошков системы Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂: до просушивания (*a*); после просушивания (*b*)

Fig. 6. Metallographic images of the materials obtained by direct laser deposition from powders of the Inconel 625 – 5 wt.% Al–TiB₂ system: (*a*) before and (*b*) after drying

При более детальном анализе металлографических изображений материалов, полученных прямым лазерным выращиванием с применением порошковой смеси Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂, в структуре композита были обнаружены микротрещины (рис. 7, область 1).

При анализе характера и расположения трещин было выдвинуто предположение, что данный тип дефекта относится к типу трещин, вызванных падением пластичности. Стоит отметить, что падение пластичности наблюдается в материалах, чувствительных к изменению температур в диапазоне между солидусом сплава и приблизительно половиной температуры солидуса. Установлено, что низкая мощность лазера способствует возникновению несплавлений в валиках (рис. 8, *a*, область 1). С другой стороны, увеличение мощности сопровождается образованием

трещин (рис. 8, *b*, область 2), а также повреждением фокусирующей линзы, что приводит к искажению формы конечного материала (рис. 8, *c*).

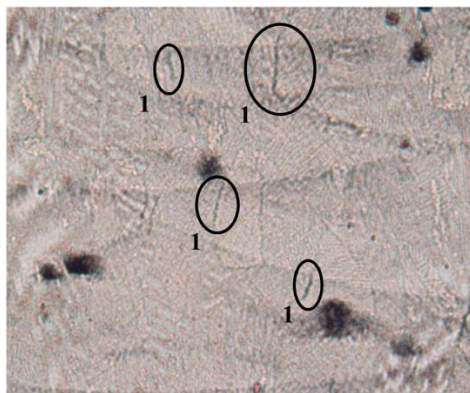


Рис. 7. Изображения микротрещин на поверхности образцов металлматричных композитов системы Inconel 625 – 5 мас. % Al-TiB₂

Fig. 7. Images of microcracks on the surface of metal-matrix composite samples of the Inconel 625 – 5 wt.% Al-TiB₂ system

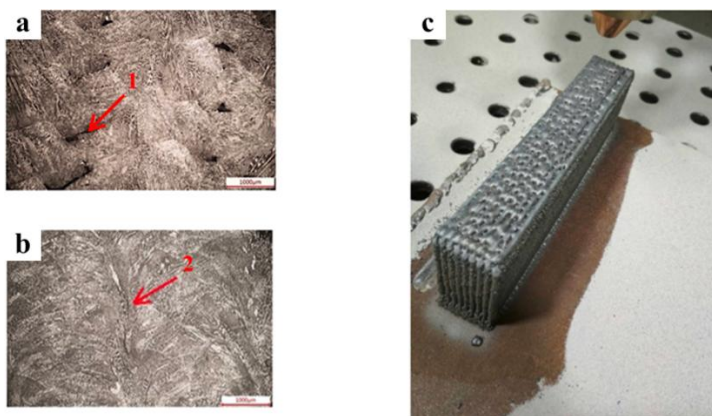


Рис. 8. Дефекты в структуре образцов, возникающие вследствие неправильно подобранных технологических параметров процесса: несплавления (*a*), трещины (*b*), нестабильное формирование наносимого валика, вызванное выходом из строя фокусирующей линзы (*c*)

Fig. 8. Defects in the structure of samples caused by incorrectly selected technological parameters of the process: (a) lack of fusion, (b) cracks, and (c) unstable formation of the applied bead due to the focusing lens failure

Стоит отметить, что низкая скорость выращивания граничных валиков также приводит к образованию несплавов. Следовательно, для устранения подобного дефекта необходимо увеличить скорость выращивания и повысить мощность излучения. Однако в этом случае необходимо учитывать, что увеличение скорости подачи порошка снижает количество частиц, которые подаются в ванну расплава. Это может привести к снижению высоты граничных валиков и искажению конечной формы изделия. Для устранения этого дефекта были проведены экспери-

ментальные работы по подбору соотношения скоростей лазерной наплавки. Далее были проведены экспериментальные работы по увеличению стабильности процессов прямого лазерного выращивания. Эксперименты проводили путем изменения расхода порошка и шага поднятия сопла. Установлено, что высота слоя наплавки уменьшается в два раза при снижении скорости расхода порошка. Стабильность процесса сохраняется при снижении этого параметра в полтора раза. Следовательно, это значение является оптимальным параметром для прямого лазерного выращивания материалов с применением порошковой смеси 625 – 5 мас. % Al–TiB₂. Увеличение шага прироста, несомненно, приводит к увеличению производительности прямого лазерного выращивания. Однако увеличение шага выше предельного значения приводит к образованию несплавов между валиками. Технологические параметры, обеспечивающие более мягкий режим, оказались наименее производительными, порядка 200 г/час. Дефектов типа несплавов и трещин не обнаружено. Для повышения производительности были апробированы параметры более жесткого режима ($D = 2.5$ мм, $P = 1\,500$ Вт, $V = 25$ мм/с, $G = 25$ г/мин). Форма валика, обеспечиваемая данными параметрами, позволяла производить смещения $\Delta X = 1.6$ мм, $\Delta Z = 0.8$ мм, что привело к производительности порядка 1.1 кг/час. При данном режиме происходит образование дефектов типа несплавов и трещин.

Вышеизложенные данные позволили определить оптимальные параметры прямого лазерного выращивания изделий с применением порошковой смеси 625 – 5 мас. % Al–TiB₂ (табл. 3). При этом достигается хорошая производительность изделия (0.5 кг/ч), а также стабильное формирование его геометрической формы. Фотографии поперечного сечения выращенных образцов показаны на рис. 9.

Таблица 3

Параметры процесса выращивания демонстрационных образцов

Диаметр луча в зоне обработки, мм	2.1
Мощность, Вт	1 000
Скорость выращивания крайних валиков, мм/с	10
Скорость выращивания заполняющих валиков, мм/с	15
Расход порошка, г/мин	11.4
Смещение по X, мм	1.4
Смещение по Z, мм	0.6
Диаметр луча в зоне обработки, мм	2.1
Мощность, Вт	1 000
Скорость выращивания крайних валиков, мм/с	10

Для оценки характера распределения керамических частиц диборида титана внутри металлической матрицы при выявленных оптимальных условиях осаждения порошковой смеси Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂ было проведено исследование образцов с помощью сканирующего электронного микроскопа (рис. 10, а). Установлено, что внутри матрицы наблюдаются включения черного цвета. Размер этих включений изменяется в диапазоне от 0.8 до 3 мкм. По результатам элементного анализа (рис. 10, б) установлено, что в белых областях наблюдается повышенное содержание ниобия и молибдена, в черных областях повышено содержание титана. Предполагается, что алюминий растворяется в основном материале Inconel 625.



Рис. 9. Макроструктура образцов, полученных по оптимизированным параметрам лазерного выращивания из порошковой смеси Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂

Fig. 9. Macrostructure of the samples obtained using optimized parameters of the laser deposition from the Inconel 625 – 5 wt.% Al–TiB₂ powder mixture

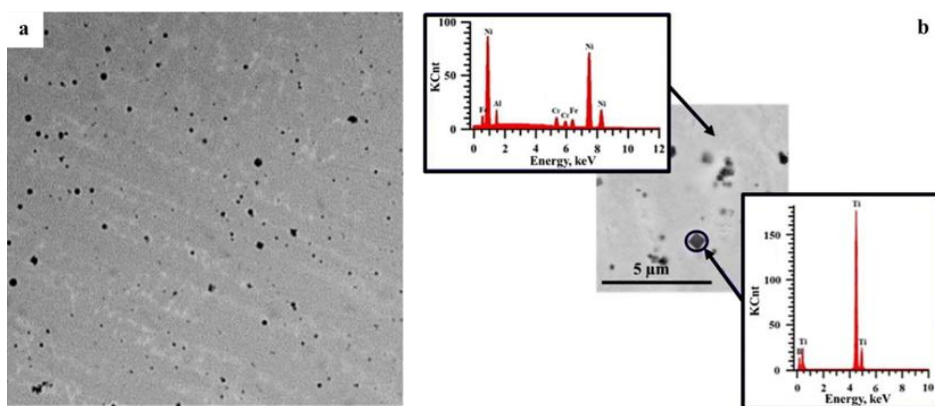


Рис. 10. СЭМ-изображение структуры композиционных материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания с применением порошковой смеси Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂ (a); элементный анализ локальной области структуры композита (b)

Fig. 10. (a) SEM image of the structure of the composite materials obtained by direct laser deposition using the Inconel 625 – 5 wt.% Al–TiB₂ powder mixture and (b) elemental analysis of a local region of the composite structure

Определение физико-механических свойств: твердости и прочности на растяжение проводились на образцах, полученных методом прямого лазерного выращивания с применением смеси Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂ при оптимальных параметрах, определенных ранее. Результаты измерения микротвердости образцов представлены в табл. 4. Кроме того, для сравнения была исследована микротвердость чистого Inconel 625 без

Полученные результаты демонстрируют, что добавление 5 мас. % частиц Al–TiB₂ приводит к повышению твердости почти в 1,5 раза. добавок.

Таблица 4

Микротвердость образцов из порошковой системы Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂

Номер точки	Микротвердость, $HV_{0.1}$	
	Inconel 625	Inconel 625 95% + NiTi–TiB ₂ 5%
1	260	389
2	269	395
3	275	411
4	275	405
5	284	405
Среднее значение	273	401

Механические испытания на растяжение проводились на образцах системы Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂. Были подготовлены две серии дополнительных образцов, которые были подвергнуты термической обработке двух типов. Первый тип –гомогенизация плюс двойное старение, т.е. стандартный режим, который широко используется для деформируемого или литого сплава IN718 [11]: 1 065°C × 1.5 ч / воздушное охлаждение, 760°C × 10 ч / охлаждение в печи до 650°C (со скоростью 55°C/ч), а затем выдержка в течение 8 ч до комнатной температуры. Второй тип термической обработки – гомогенизация плюс однократное старение: гомогенизация при 1 150°C в течение 2 ч (воздушное охлаждение), затем старение при 700°C в течение 12 ч и, наконец, водяное охлаждение [12].

Результаты проведенных механических испытаний представлены в табл. 5 и на рис. 11, 12.

Таблица 5

Результаты механических испытаний на растяжение образцов, полученных методом лазерного выращивания из порошковой смеси Inconel 625 – 5 мас. % Al–TiB₂

№	Тип термообработки	Предел прочности, МПа	Перемещение, мм	Деформация при растяжении, %
1	Без термообработки	949.5	6.0	20.4
2		944.5	5.9	19.8
3		928.8	3.2	20.7
4		988.1	3.9	19.4
5	Первый тип термообработки	1 278.6	2.5	9.4
6		1 231.9	2.4	9.0
7		1 126.3	2.1	7.9
8		1 191.7	2.2	8.5
9		1 167.9	2.6	9.7
10	Второй тип термообработки	1 104.7	2.2	7.9
11		1 033.1	2.0	7.2
12		1 100.5	2.3	8.2
13		1069.8	2.4	8.4
14		1 117.8	2.5	8.7

Установлено, что использование СВС-частиц Al–TiB₂ в качестве армирующего материала позволило увеличить прочность на растяжение образцов, полученных прямым лазерным выращиванием, от 721 МПа (согласно [10]) до 952.7 МПа.

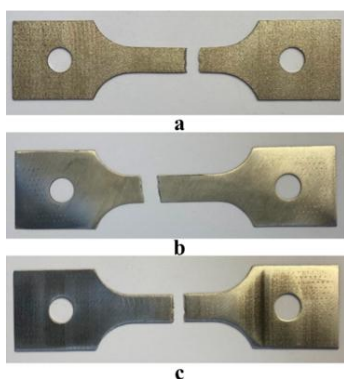


Рис. 11. Фотографии образцов после испытаний: без термической обработки (а), термообработка первого типа (b), термообработка второго типа (c)

Fig. 11. Photos of the samples after testing: (a) without heat treatment, (b) first-type heat treatment, and (c) second-type heat treatment

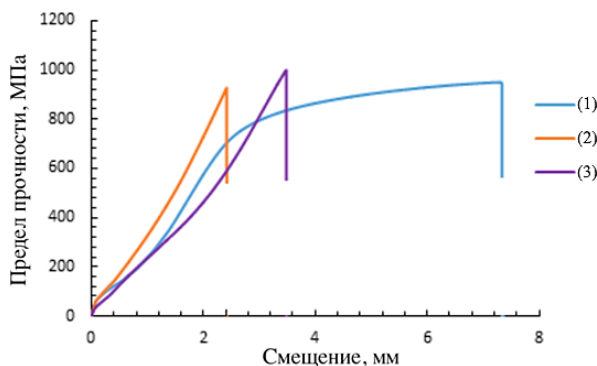


Рис. 12. График зависимости предела прочности образцов при растяжении от перемещения: без термической обработки (1), термообработка первого типа (2), термообработка второго типа (3)

Fig. 12. Plot of the tensile strength of samples versus displacement: (1) without heat treatment, (2) first-type heat treatment, and (3) second-type heat treatment

Кроме того, использование термической обработки первого и второго типов позволяет увеличить предел прочности в среднем на 20–22%. Вместе с этим термическая обработка снижает деформацию при растяжении более чем в 2 раза.

Заключение

Полученные результаты демонстрируют, что использование 5 мас. % композиционных СВС-частиц Al–TiB₂ в качестве добавки к порошку Inconel 625 в процессе лазерного выращивания при оптимальных параметрах процесса позволяет увеличить механические свойства полученного материала относительно стандартного порошка Inconel 625. Увеличение твердости и прочности на сжатие образцов композиционных материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания с применением СВС-порошков Al–TiB₂, связано с рядом факторов. Во-первых,

высокая твердость диборида титана (25–35 ГПа) способствует повышению твердости полученных металломатричных композиционных материалов. Во-вторых, в процессе лазерной наплавки керамические частицы выступают в качестве центров кристаллизации, что может способствовать уменьшению размера зерна и повышению прочности [11]. Для композиционной структуры полученных материалов возможна реализация нескольких механизмов упрочнения: (1) дисперсное упрочнение; (2) упрочнение за счет уменьшения среднего размера зерна и реализации закономерности Холла–Петча [12]. Воздействие термической обработки типа гомогенизация–старение позволяет значительно увеличить прочность при растяжении, но при этом приводит к снижению пластичности.

Список источников

1. Глущенко В.В. Теория технологических укладов: концептуальных трансформаций в работе университетов в период шестого технологического уклада // *Norwegian Journal of Development of the International Science*. 2020. V. 40 (3). P. 5–15.
2. Кяримов Р.Р., Шапошников Н.Н., Мутрянин А.В. Техничко-экономическое обоснование применения аддитивной технологии селективного лазерного сплавления на примере элементов космической техники из титана // *Космическая техника и технологии*. 2022. № 4 (39). С. 5–21.
3. Абрамов И.В., Абрамов В.И. Центры аддитивных технологий – драйверы цифровой трансформации экономики // *Вопросы инновационной экономики*. 2022. Т. 12, №. 3. С. 1325–1344. doi: 10.18334/vinec.12.3.115107
4. Promakhov V., Matveev A., Schulz N., Grigoriev M., Olisov A., Vorozhtsov A., Zhukov A., Klimenko V. High-temperature synthesis of metal–matrix composites (Ni-Ti)-TiB₂ // *Applied Sciences*. 2021. V. 11 (5). Art. 2426. doi: 10.3390/app11052426
5. Matveev A., Promakhov V., Schultz N., Vorozhtsov A. Synthesis of metal matrix composites based on crxniy-tin for additive technology // *Materials*. 2021. V. 14 (20). Art. 5914. doi: 10.3390/ma14205914
6. Matveev A., Promakhov V., Schulz N., Bakhmat V., Belchikov I. Structure and phase composition of SHS composites based on Al–Ti–B system with different Al content // *Ceramics International*. 2024. V. 50 (1). P. 503–511. doi: 10.1016/j.ceramint.2023.10.126
7. Tan C.F., Radzai S.M. Effect of hardness test on precipitation hardening aluminium alloy 6061-T6 // *Chiang Mai Journal of Science*. 2009. V. 36 (3). P. 276–286.
8. Akbari M.K., Baharvandi H.R., Mirzaee O. Nano-sized aluminum oxide reinforced commercial casting A356 alloy matrix: Evaluation of hardness, wear resistance and compressive strength focusing on particle distribution in aluminum matrix // *Composites. Part B: Engineering*. 2013. V. 52. P. 262–268. doi: 10.1016/j.compositesb.2013.04.038
9. Wang Y.N., Huang J.C. The role of twinning and untwinning in yielding behavior in hot-extruded Mg–Al–Zn alloy // *Acta Materialia*. 2007. V. 55 (3). P. 897–905. doi: 10.1016/j.actamat.2006.09.010
10. Zhang Y., Bandyopadhyay A. Influence of compositionally graded interface on microstructure and compressive deformation of 316L stainless steel to Al12Si aluminum alloy bimetallic structures // *ACS Applied Materials & Interfaces*. 2021. V. 13 (7). P. 9174–9185. doi: 10.1021/acsami.0c21478
11. Li W., Yang Y., Liu J., Zhou Y., Li M., Wen S., Wei Q., Yan C., Shi Y. Enhanced nanohardness and new insights into texture evolution and phase transformation of TiAl/TiB₂ in-situ metal matrix composites prepared via selective laser melting // *Acta Materialia*. 2017. V. 136. P. 90–104. doi: 10.1016/j.actamat.2017.07.003
12. Chen L., Sun Y., Li L., Ren Y., Ren X. In situ TiC/Inconel 625 nanocomposites fabricated by selective laser melting: Densification behavior, microstructure evolution, and wear properties // *Applied Surface Science*. 2020. V. 518. Art. 145981. doi: 10.1016/j.apsusc.2020.145981

References

1. Glushchenko V.V. (2020) Teoriya tekhnologicheskikh ukladov: kontseptual'nykh transformatsiy v rabote universitetov v period shestogo tekhnologicheskogo uklada [Theory of technological paradigms: conceptual transformations in the work of universities during the sixth technological paradigm]. *Norwegian Journal of Development of the International Science*. 40(3). pp. 5–15.
2. Kyarimov R.R., Shaposhnikov N.N., Mitryanin A.V. (2022) Tekhniko-ekonomicheskoe obosnovanie primeneniya additivnoy tekhnologii selektivnogo lazernogo splavleniya na primere elementov kosmicheskoy tekhniki iz titana [Feasibility study for use of selective laser melting-based additive manufacturing technology as exemplified by titanium space hardware components]. *Kosmicheskaya tekhnika i tekhnologii – Space Technology and Engineering*. 4(39). pp. 5–21.
3. Abramov I.V., Abramov V.I. (2022) Tsentry additivnykh tekhnologiy–drayvery tsifrovoy transformatsii ekonomiki [Additive technology centers – drivers of digital transformation of the economy]. *Voprosy innovatsionnoy ekonomiki – Issues of Innovative Economy*. 12(3). pp. 1325–1344. doi: 10.18334/vinec.12.3.115107
4. Promakhov V., Matveev A., Schulz N., Grigoriev M., Olisov A., Vorozhtsov A., Zhukov A., Klimenko V. (2021) High-temperature synthesis of metal–matrix composites (Ni–Ti)–TiB₂. *Applied Sciences*. 11(5). Article 2426. doi: 10.3390/app11052426
5. Matveev A., Promakhov V., Schultz N., Vorozhtsov A. (2021) Synthesis of metal matrix composites based on CrxNiy–TiN for additive technology. *Materials*. 14(20). Article 5914. doi: 10.3390/ma14205914
6. Matveev A., Promakhov V., Schulz N., Bakhmat V., Belchikov I. (2024) Structure and phase composition of SHS composites based on Al–Ti–B system with different Al content. *Ceramics International*. 50(1). pp. 503–511. doi: 10.1016/j.ceramint.2023.10.126
7. Tan C.F., Radzai S.M. (2009) Effect of hardness test on precipitation hardening aluminium alloy 6061–T6. *Chiang Mai Journal of Science*. 36(3). pp. 276–286.
8. Akbari M.K., Baharvandi H.R., Mirzaee O. (2013) Nano-sized aluminum oxide reinforced commercial casting A356 alloy matrix: Evaluation of hardness, wear resistance and compressive strength focusing on particle distribution in aluminum matrix. *Composites Part B: Engineering*. 52. pp. 262–268. doi: 10.1016/j.compositesb.2013.04.038
9. Wang Y.N., Huang J.C. (2007) The role of twinning and untwinning in yielding behavior in hot-extruded Mg–Al–Zn alloy. *Acta Materialia*. 55(3). pp. 897–905. doi: 10.1016/j.actamat.2006.09.010
10. Zhang Y., Bandyopadhyay A. (2021) Influence of compositionally graded interface on microstructure and compressive deformation of 316L stainless steel to Al12Si aluminum alloy bimetallic structures. *ACS Applied Materials & Interfaces*. 13(7). pp. 9174–9185. doi: 10.1021/acsami.0c21478
11. Li W., Yang Y., Liu J., Zhou Y., Li M., Wen S., Wei Q., Yan C., Shi Y. (2017) Enhanced nanohardness and new insights into texture evolution and phase transformation of TiAl/TiB₂ in-situ metal matrix composites prepared via selective laser melting. *Acta Materialia*. 136. pp. 90–104. doi: 10.1016/j.actamat.2017.07.003
12. Chen L., Sun Y., Li L., Ren Y., Ren X. (2020) In situ TiC/Inconel 625 nanocomposites fabricated by selective laser melting: Densification behavior, microstructure evolution, and wear properties. *Applied Surface Science*. 518. Article 145981. doi: 10.1016/j.apsusc.2020.145981

Сведения об авторах:

Прوماхов Владимир Васильевич – кандидат технических наук, директор НОЦ «Аддитивные технологии» Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: vvpromakhov@mail.ru

Матвеев Алексей Евгеньевич – младший научный сотрудник НОЦ «Аддитивные технологии» Томского государственного университета; младший научный сотрудник Томского научного центра Сибирского отделения Российской академии наук (Томск, Россия). E-mail: cool.mr.c@mail.ru

Шульц Никита Александрович – научный сотрудник НОЦ «Аддитивные технологии» Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: schulznikita97@gmail.com

Бахмат Владислав Романович – аспирант физико-технического факультета Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: bakhmatvr@gmail.com

Туранов Тимур Эшанкулович – аспирант физико-технического факультета Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: timur.kb2@icloud.com

Information about the authors:

Promakhov Vladimir V. (Candidate of Technical Sciences, Scientific and Educational Center “Additive Technologies” of Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: vvpromakhov@mail.ru

Matveev Aleksey E. (Scientific and Educational Center “Additive Technologies” of Tomsk State University; Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russian Federation). E-mail: cool.mr.c@mail.ru

Schulz Nikita A. (Scientific and Educational Center “Additive Technologies” of Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: schulznikita97@gmail.com

Bakhmat Vladislav R. (Scientific and Educational Center “Additive Technologies” of Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: bakhmatvr@gmail.com

Turanov Timur E. (Scientific and Educational Center “Additive Technologies” of Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: timur.kb2@icloud.com

Статья поступила в редакцию 22.04.2025; принята к публикации 09.06.2025

The article was submitted 22.04.2025; accepted for publication 09.06.2025