

Научная статья

УДК 539.3, 669

doi: 10.17223/19988621/77/10

Исследование структуры и свойств металломатричных композиционных материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания

Владимир Васильевич Промахов¹, Алексей Евгеньевич Матвеев²,
Никита Александрович Шульц³, Владислав Романович Бахмат⁴,
Филипп Юрьевич Дронов⁵, Тимур Эшанкулович Туранов⁶

1, 2, 3, 4, 5, 6 Томский государственный университет, Томск, Россия

¹ vypromakhov@mail.ru

² cool.mr.c@mail.ru

³ schulznikita97@gmail.com

⁴ bakhmatvr@gmail.com

⁵ filipp_dronov93@mail.ru

⁶ timur.kb2@icloud.com

Аннотация. Работа посвящена изучению технологии прямого лазерного выращивания образцов из металлокерамического композиционного материала. С применением самораспространяющегося высокотемпературного синтеза были получены порошки системы NiTi–TiB₂, которые смешивались с порошками Inconel 625. Полученная смесь применялась для отработки режимов прямого лазерного выращивания образцов композиционных материалов. Определены технологические параметры для бездефектного выращивания образцов металлокерамических композиционных материалов. Изучены структуры и проведены испытания по определению механических свойств у выращенных образцов.

Ключевые слова: аддитивные технологии, керамические композиционные материалы, прямое лазерное выращивание, гетерофазная лазерная порошковая металлургия, исследование структуры и механических свойств

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РФФИ 19-48-703019 р_мол_a.

Для цитирования: Промахов В.В., Матвеев А.Е., Шульц Н.А., Бахмат В.Р., Дронов Ф.Ю., Туранов Т.Э. Исследование структуры и свойств металломатричных композиционных материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2022. № 77. С. 125–139. doi: 10.17223/19988621/77/10

A study of the structure and properties of the metal matrix composite materials obtained by a method of direct laser growing

Vladimir V. Promakhov¹, Aleksey E. Matveev²,
Nikita A. Schulz³, Vladislav R. Bakhmat⁴,
Filipp Yu. Dronov⁵, Timur E. Turanov⁶

^{1, 2, 3, 4, 5, 6} Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation

¹ vvpromakhov@mail.ru

² cool.mr.c@mail.ru

³ schulznikita97@gmail.com

⁴ bakhmatvr@gmail.com

⁵ filipp_dronov93@mail.ru

⁶ timur.kb2@icloud.com

Abstract. Due to mechanical properties, Inconel family alloys are proven to be functional materials that are used at elevated temperatures in chemically aggressive environments and under high loads. Development of additive technologies has revealed a potential of these alloys as an initial powder raw material for additive manufacturing machines.

In this work, the application of metal matrix composite materials in a direct laser growing technology is studied. The technology of self-propagating high-temperature synthesis is used to manufacture the composite material. The study results show that the application of metal matrix materials in the technology of direct laser growing allows one to increase wettability of ceramic particles by a matrix metal. As a result, the quality of particle–matrix borders is improved, the porosity is decreased, and the uniformity of the distribution of particles in the matrix is increased. The structure of the obtained materials is represented by Inconel 625 matrix alloy and inclusions of TiB₂ ceramics. The average size of the ceramic particles is less than 300 nm. It is shown that adding to Inconel 625 powder of a composite metal matrix SHS powder of NiTi–TiB₂ in an amount of 5 wt% leads to an increase in the microhardness of the material by 1.5 times relative to the materials obtained from pure Inconel 625. At the same time, there is an increase in the ultimate strength of the materials up to 920 MPa and a decrease in the ductility by 15% relative to the samples made of pure Inconel 625 alloy.

Keywords: additive technologies, ceramic composite materials, direct laser growing, heterophase laser powder metallurgy, investigation of the structure and mechanical properties

Acknowledgments: The study was supported by RFBR project No. 19-48-703019 p_мол_a.

For citation: Promakhov, V.V., Matveev, A.E., Schulz, N.A., Bakhmat, V.R., Dronov, F.Yu., Turanov, T.E. (2022) A study of the structure and properties of the metal matrix composite materials obtained by a method of direct laser growing. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 77. pp. 125–139. doi: 10.17223/19988621/77/10

Введение

Благодаря своим механическим свойствам сплавы семейства Inconel хорошо зарекомендовали себя в качестве функциональных материалов, которые используются при повышенных температурах в химически агрессивных средах и высоких нагрузках [1]. Развитие аддитивных технологий раскрыло потенциал этих сплавов в качестве исходного порошкового сырья для машин аддитивного производства [2–4]. Стоит отметить, что использование технологий аддитивного производства (АП) позволяет уменьшить время, затраты и человеческий фактор в производственных процессах, а также сократить ограничения по форме производимых изделий [5]. Рядом исследований показано, что сочетание преимуществ АП и высоких механических свойств сплавов Inconel позволяет экономически выгодно получать изделия со сложной геометрией, которые можно применять в агрессивных условиях (повышенная температура, высокие напряжения и др.), например турбины и форсунки двигателей, узлы связи и др., обеспечивая им более длительный срок службы при одновременном снижении общего веса и производственных затрат [6–10]. Работа [11] была направлена на отработку режимов 3D-печати деталей из жаропрочного сплава на основе никеля, а также исследованию механических свойств экспериментальных образцов и сравнению режимов термообработки. В качестве исходного сырья использовался порошок жаропрочного сплава на основе никеля, идентичного Inconel 718, со сферическими частицами. Получение образцов осуществлялось с использованием машины SLM 280HL (IPG Laser). В работе был установлен оптимальный режим машины SLM: мощность лазера 190 ± 20 Вт и скорость сканирования лазера 855 ± 90 мм/с. Эти параметры позволили получить материал с равномерной структурой и минимальным соотношением пор (2.5%). Кроме того, авторы установили, что прочность полученных материалов на разрыв равна 1 070 МПа, что на 118 МПа больше, чем у материалов, полученных традиционными методами.

Несмотря на высокие показатели физико-механических свойств материалов, полученных из сплавов Inconel, в области авиакосмической, двигателестроительной и автомобильной индустрии имеется запрос на более высокие рабочие температуры двигателей и энергоблоков, что позволило бы повысить их энергоэффективность и работоспособность [12]. Появляется потребность в материалах с новым уровнем параметров, таких как твердость, прочность, износостойкость, работа при высоких температурах, стойкость к многоцикловому нагружению, высокая стойкость к растрескиванию и т.д. Классическая физика конденсированного состояния говорит о том, что свойства материалов определяются их структурой, изменение которой может привести к появлению новых (иногда уникальных) свойств материалов. Следовательно, создание нового типа порошковых композиций на основе Inconel в сочетании с развитием аддитивных технологий может внести существенный вклад в решение вопроса о повышении энергоэффективности изделий.

Материалами, которые способны обеспечить высокие показатели физико-механических свойств, являются композиты с металломатричной структурой и керамическими включениями. Металломатричные композиты состоят из металлической или интерметаллической матрицы, в которой равномерно распределены керамические включения [13, 14]. Эти композиты обладают такими свойствами,

как повышенная механическая прочность, твердость, износостойкость и рабочие температуры, которые трудно достичь в обычных металлических сплавах [15–18]. Традиционно металломатричные композиты готовятся из смеси порошков Inconel и керамических порошков TiC [19], WC [20] и CrC [21]. Использование такого способа позволяет получить композиты, состоящие из металлической матрицы, в которой распределены упрочняющие керамические частицы. Однако применение этого метода снижает смачиваемость керамических включений, что приводит к их агломерации и образованию неоднородной структуры, а также к снижению плотности образцов и образованию большого количества пор. Для повышения однородности и плотности структуры необходимо увеличивать мощность лазерного пучка, что позволит повысить смачиваемость и оплавление керамических частиц. Однако повышение мощности приводит к дополнительным энергозатратам и усложнению технологии лазерного выращивания [22].

В работе [23] авторы продемонстрировали, что снижение размера керамических частиц порошка карбида титана (TiC), а также применение механической активации позволили получить равномерное распределение керамических частиц на поверхности частиц сплава Inconel в исходной порошковой смеси. Применение такого способа обеспечивает равномерную структуру композитов после аддитивного выращивания и уменьшает количество пор в образцах. Однако даже в этом случае для достижения желаемых физико-механических свойств авторам работы пришлось подбирать режимы аддитивного выращивания и увеличить подводимую лазерную энергию на единицу длины (LEIPUL). Было показано, что при LEIPUL 72–100 кДж/м полученные композиты обладали прочностью на разрыв 1 077.3 МПа, пределом текучести 659.3 МПа и удлинением 20.7%.

В связи с этим возникает вопрос о повышении смачиваемости керамических включений без дополнительных этапов обработки и повышения мощности лазерного пучка. Одним из возможных решений данной проблемы может служить создание композиционного порошкового сырья для машин лазерного выращивания. Частицы такого порошка состоят из металлической матрицы с равномерно распределенными керамическими включениями. Применение таких порошков в аддитивном производстве позволило бы повысить смачиваемость керамических частиц расплавом матрицы и, следовательно, снизить их агломерацию, а также повысить плотность получаемых материалов без применения дополнительных операций и повышения мощности лазерного пучка.

В наших предыдущих работах [24, 25] методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) из порошковых смесей CrN–TiNi и NiB–Ti были получены композиционные порошковые материалы CrNi–TiN и (Ni–Ti)–TiB₂. Структура частиц этих порошков состояла из интерметаллической матрицы CrNi/Ni–Ti, в которой равномерно распределены частицы TiN/TiB₂. Формирование структуры осуществлялось в процессе синтеза (in situ) благодаря экзотермическим реакциям между компонентами исходной смеси. Стоит отметить, что процесс СВС происходит за счет тепла, выделяемого от этих реакций, что позволяет получать материалы без дополнительных источников энергии [26]. Полученные композиционные порошки были использованы в качестве исходного сырья для машин аддитивного выращивания материалов. В работе [14] показано, что структура материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания, наследует структуру частиц СВС-порошков. Частицы TiN равномерно рас-

пределены в интерметаллической матрице CrNi. Размер частиц изменялся от 0.3 до 9 мкм, а их средний размер был равен 2.8 мкм. Средняя микротвердость образцов составляла 760 HV. Полученные результаты продемонстрировали успешное применение композиционных металломатричных порошков в качестве сырья для машин аддитивного выращивания. Однако в работе [27] было установлено, что присутствие большого количества керамической фазы (50–90 мас. %) в материалах, полученных методом АТ с использованием композиционных порошков NiTi–TiB₂, приводит к возникновению больших внутренних напряжений, что способствует образованию трещин в этих материалах и их хрупкому разрушению. При этом авторы работы предположили, что использование композиционных СВС-порошков в качестве добавки к порошкам Inconel 625 в количестве 5 мас. % позволит получить более равномерное распределение керамических частиц в металлической матрице, снизить влияние внутренних напряжений и реализовать несколько механизмов упрочнения: дислокационное и дисперсионное [28].

Таким образом, цель работы – исследование структуры и механических свойств материалов, полученных из порошковой смеси 95% Inconel 625 + 5% NiTi + TiB₂ методом селективного лазерного выращивания.

Материалы и методы

В качестве исходных компонентов смеси для получения образцов методом прямого лазерного выращивания использовались порошки марки Inconel 625 (Hoganas) и композиционный металломатричный порошок NiTi–TiB₂. Показано, что сферичность порошка Hoganas составляет 0.805. На поверхности порошков встречаются отдельные сателлиты формой, близкой к многограннику (рис. 1, а). Размер частиц порошка изменяется от 40 до 180 мкм, а их средний размер равен 90 мкм (рис. 1, б). Химический состав порошка Inconel 625 представлен в табл. 1.

Порошок NiTi–TiB₂ получен в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из порошковой смеси NiB–Ti согласно методологии, представленной в статье [25]. Спекти, полученные в процессе СВС, измельчались в порошок дисперсностью 50–150 мкм. Структура частиц порошка представлена интерметаллической матрицей NiTi, в которой распределены частицы TiB₂ (рис. 1, с, d). Средний размер частиц составил 0.5 мкм.

Порошки Inconel 625 и NiTi–TiB₂ смешивались в соотношении: 95 мас. % Inconel 625 + 5 мас. % NiTi–TiB₂. Смешивание осуществлялось в шаровой мельнице в течении 30 мин.

Получение образцов проводили путем прямого лазерного выращивания порошковой смеси на подложку из стали РСЕ36 толщиной 7 мм. Для наплавки использовался иттербиевый волоконный лазер ЛС-3 фирмы ИРЭ-Полус (рис. 2, а). В качестве стратегии выращивания было выбрано комбинированное двустороннее выращивание (рис. 2, б). Стоит отметить, что такая стратегия выращивания позволяет избежать дефектов, связанных с искажением формы получаемых материалов.

Лазерное излучение фокусировалось с помощью технологической головки FLW D30 фирмы IPG Photonics. Для формирования газопорошковой струи использовалось коаксиальное наплавочное сопло COAX9 производства Fraunhofer ILT. В качестве манипулятора применялся промышленный робот LRM-200iD_7L фирмы Fanuc. Параметры режима лазерного выращивания представлены в табл. 2.

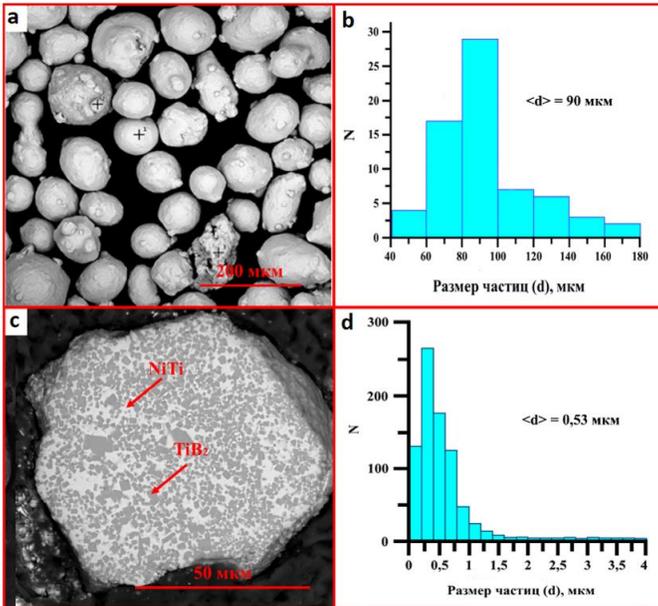


Рис. 1. РЭМ-изображение частиц порошка Inconel 625 и гистограмма этих частиц по размерам (a, b); РЭМ-изображение структуры частиц композиционного порошка NiTi–TiB₂ и гистограмма распределения по размерам частиц TiB₂ в матрице NiTi (c, d)
Fig. 1. (a), (b) SEM image of particles of Inconel 625 powder and a histogram of these particles in size; (c), (d) SEM image of the structure of particles of a composite powder NiTi–TiB₂ and a histogram of size distribution for TiB₂ particles in a NiTi matrix

Таблица 1

Химический состав порошка Inconel 625

Производитель	Химический состав порошка								
	Ni	Cr	Fe	Mo	P	Nb	B	Ti	Др.
Inconel 625 (Hoganas)	Осн.	20.8	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	–	–	

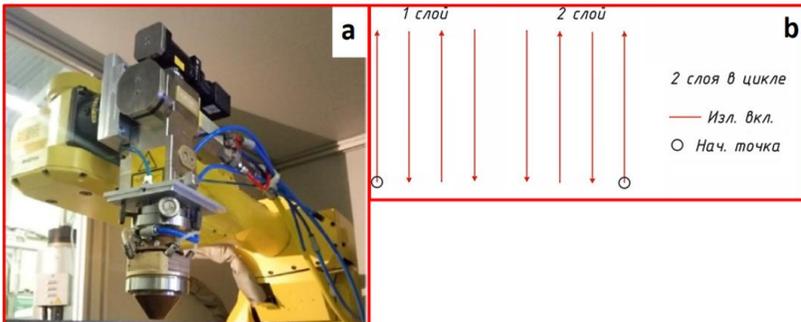


Рис. 2. Иттербиевый волоконный лазер ЛС-3 (a),
 комбинированная двусторонняя стратегия выращивания (b)
Fig. 2. (a) LS-3 ytterbium fiber laser and (b) combined two-sided growing strategy

Параметры прямого лазерного выращивания

Диаметр луча в зоне обработки, мм	Мощность, Вт	Скорость выращивания крайних валиков, мм/с	Скорость выращивания заполняющих валиков, мм/с	Расход порошка, г/мин	Смещение по X, мм	Смещение по Z, мм
1.5	500	10	15	5.1	0.7	0.2

Фазовый состав материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания из порошковой смеси 95% Inconel 625 + 5% NiTi + TiB₂, исследовался на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 (излучение CuK_α, Ni-фильтр) (Shimadzu Corporation, Токио, Япония). Фазы определялись путем сравнения пиков и полученных дифрактограмм с базой данных Powder Diffraction File 4 Международного центра дифракционных данных (ICDD®; PA 19073, США). Структура материалов исследовалась при помощи оптической и сканирующей электронной металлографии на микроскопе T-Scan. Твердость измерялась на твердомере Buehler Wilson Micromet 6040 с анализатором изображений Thixomet Pro. Испытания на растяжение проводились на статической универсальной испытательной машине Instron.

Результаты и обсуждения

На рис. 3, *a* представлен внешний вид материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания из порошковой смеси 95 мас. % Inconel 625 + 5 мас. % NiTi–TiB₂. Использование стратегии комбинированного двустороннего выращивания позволило получить материалы прямоугольной формы с равномерным построением слоев оболочки и без ярко выраженных дефектов. Рентгенограмма материалов, а также РЭМ-изображение их структуры представлены на рис. 3, *b–d*), результаты рентгенофазового анализа представлены в табл. 3.

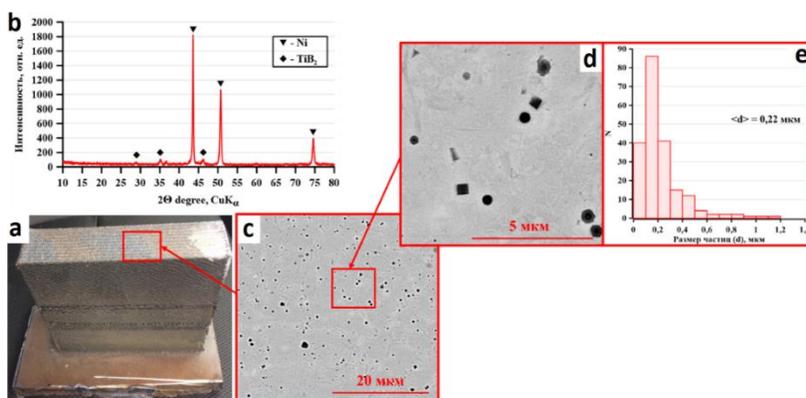


Рис. 3. Внешний вид материалов, полученных методом селективного лазерного выращивания из порошковой смеси 95 мас. % Inconel 625 + 5 мас. % NiTi–TiB₂ (*a*), рентгенограмма полученных материалов (*b*), РЭМ-изображения структуры материалов (*c, d*), распределение по размерам частиц TiB₂ в этих материалах (*e*)

Fig. 3. (*a*) External view of the materials obtained by a method of selective laser growing from a powder mixture of 95 mass. % Inconel 625 + 5 wt. % NiTi–TiB₂; (*b*) X-ray diffraction pattern of the obtained materials; (*c*), (*d*) SEM images of the structure of the materials; and (*e*) size distribution of TiB₂ particles in these materials

Результаты рентгенофазового анализа материалов, полученных методом селективного лазерного выращивания из порошковой смеси 95 мас. % Inconel 625 + 5 мас. % NiTi–TiB₂

Обнаруженные фазы	Содержание фаз, mass%	Параметры решетки, Å
Ni ₂₂₅	95	a = 3.6218
TiB ₂ _191	< 5	a = 2.9468 c = 3.1359

В процессе лазерного выращивания в материалах формируется композиционная металломатричная структура. В матрице на основе никеля (Inconel 625) равномерно распределены частицы диборида титана прямоугольной и сферической формы. Размер частиц изменяется в диапазоне от 0.05 до 1.2 мкм, а их средний размер равен 0.22 мкм (рис. 3, e). При этом наибольший вклад в распределение вносят частицы, размер которых изменяется в диапазоне от 0.1 до 0.2 мкм. Стоит отметить, что структура полученных материалов схожа со структурой СВС-композитов NiTi–TiB₂, полученных в работе [25]. При этом частицы диборида титана в СВС-композитах имеют угловатую неправильную или прямоугольную форму. Предположительно, в процессе лазерного выращивания происходит оплавление некоторых частиц TiB₂, что приводит к изменению их формы до сферической.

На рис. 4 показано изображение макроструктуры материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания из порошковой смеси 95 мас. % Inconel 625 + 5 мас. % NiTi–TiB₂, с отпечатками индентора после испытания на микротвердость. Результаты испытаний представлены в табл. 4.

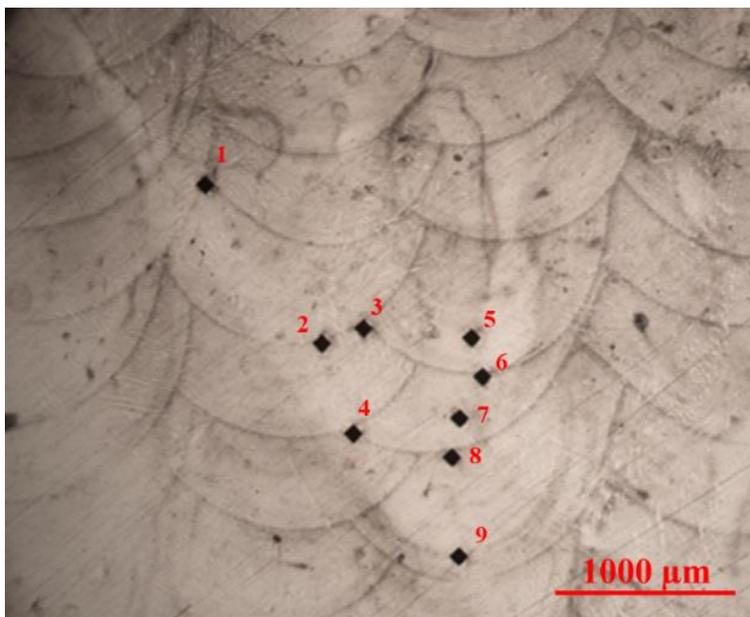


Рис. 4. Макроструктуры материалов с отпечатками индентора после испытания на микротвердость

Fig. 4. Macrostructures of the materials with indentations after microhardness test

Таблица 4

Микротвердость образцов материалов, полученных методом селективного лазерного выращивания из порошковой смеси 95 мас. % Inconel 625 + 5 мас. % NiTi–TiB₂

Номер точки	Микротвердость, HV _{0,1}
1	389
2	395
3	411
4	405
5	405
6	404
7	398
8	407
9	403
Среднее	402

Микротвердость материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания из порошковой смеси 95 мас. % Inconel 625 + 5 мас. % NiTi–TiB₂, изменяется от 389 до 411 HV_{0,1}. Среднее значение микротвердости равно 402 HV_{0,1}. Для проведения сравнительного анализа была измерена микротвердость материалов, полученных методом селективного лазерного выращивания из чистого Inconel 625. Установлено, что микротвердость образцов изменяется от 260 до 284 HV_{0,1}, а средняя микротвердость равна 273 HV_{0,1}. Следовательно, добавление к порошку Inconel 625 композиционного металлматричного СВС-порошка NiTi–TiB₂ в количестве 5 мас. % приводит к повышению микротвердости материала в 1.5 раза относительно материалов, полученных из чистого Inconel 625.

Рисунок 5 демонстрирует диаграмму вида напряжение–деформация, полученную при испытании на растяжение образцов выращенных из порошковой смеси 95 мас. % Inconel 625 + 5 мас. % NiTi–TiB₂, а также образцов, выращенных из чистого Inconel 625. Результаты испытаний представлены в табл. 5.

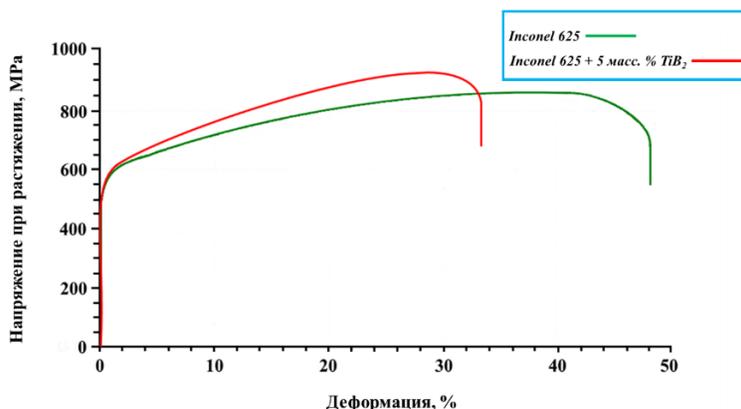


Рис. 5. Диаграмма вида напряжение–деформация, полученная при испытании на растяжение образцов выращенных из порошковой смеси 95 мас. % Inconel 625 + 5 мас. % NiTi–TiB₂, а также образцов, выращенных из чистого Inconel 625

Fig. 5. Stress-strain diagram obtained during tensile testing of the samples grown from a powder mixture of 95 mass. % Inconel 625 + 5 wt. % NiTi–TiB₂ and the samples grown from pure Inconel 625

**Результаты испытаний на растяжение материалов,
полученных методом селективного лазерного выращивания**

Состав исходной смеси	Модуль упругости (E), МПа	Относительное удлинение (%)	Предел прочности на растяжение (σ_B), МПа
Inconel 625 + + 5 мас. % NiTi–TiB ₂	550	33	920
Inconel 625	545	48	850

Добавление 5 мас. % порошка NiTi–TiB₂ приводит к незначительному повышению модуля упругости относительно материалов, полученных из чистого порошка Inconel 625. При этом наблюдается увеличение предела прочности от 850 до 920 МПа, которое сопровождается снижением пластичности материала. Увеличение микротвердости и предела прочности образцов, полученных из порошковой смеси 95 мас. % Inconel 625 + 5 мас. % NiTi–TiB₂, связано с рядом факторов. Во-первых, высокая твердость диборида титана (25–35 ГПа) интегрально сказывается на повышении твердости полученных материалов. Во-вторых, в процессе лазерного выращивания наночастицы диборида титана выступают зародышами при кристаллизации, за счет чего может снижаться средний размер зерна и повышаться прочность [29]. Таким образом, сформированная композиционная структура образцов способствует реализации нескольких механизмов упрочнения: зернограничного механизма упрочнения и препятствия движению дислокаций, а также упрочнения за счет измельчения зеренной структуры и реализации закона Холла–Петча [30].

Заключение

Исследования показали, что применение композиционных по своей структуре порошков, полученных с применением самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, позволяет повысить смачиваемость керамических частиц матричным металлом. За счет этого повышается качество границ частица–матрица, снижается пористость и повышается равномерность распределения частиц в матрице. Структура полученных материалов представлена матричным сплавом Inconel 625 и включением керамики TiB₂. Средний размер керамических частиц составил не более 300 нм. Показано, что добавление к порошку Inconel 625 композиционного металломатричного СВС-порошка NiTi–TiB₂ в количестве 5 мас. % приводит к повышению микротвердости материала в 1.5 раза относительно материалов, полученных из чистого Inconel 625. При этом наблюдаются повышение предела прочности материалов до 920 МПа и снижение пластичности на 15% относительно образцов из чистого сплава Inconel 625. По-видимому, сформированная композиционная структура образцов способствует реализации нескольких механизмов упрочнения: зернограничного механизма упрочнения и препятствия движению дислокаций, а также упрочнения за счет измельчения зеренной структуры и реализации закона Холла–Петча.

Список источников

1. Fox G.R., Liang H. Wear mode comparison of high-performance Inconel alloys // Journal of Tribology. 2010. V. 132 (2). Art. 021603. doi: 10.1115/1.4001170

2. Pleass C., Jothi S. Influence of powder characteristics and additive manufacturing process parameters on the microstructure and mechanical behaviour of Inconel 625 fabricated by Selective Laser Melting // *Additive Manufacturing*. 2018. V. 24. P. 419–431. doi: 10.1016/j.addma.2018.09.023
3. Dhinakaran V., Ajith J., Fahmidha A.F., Jagadeesha T., Sathish T., Stalin B. Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) process of nickel based superalloys – a review // *Materials Today : Proceedings*. 2020. V. 21. P. 920–925.
4. Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloy 718 & Derivatives: Energy, Aerospace, and Industrial Applications / Ott E. et al. (ed.). Cham.: Springer, 2018.
5. Wong K.V., Hernandez A. A review of additive manufacturing // *International Scholarly Research Notices*. 2012. V. 2012. Art. 208760. doi: 10.5402/2012/208760
6. Raj B.A., Jappes J.T., Khan M.A., Dillibabu V., Brintha N.C. Direct metal laser sintered (DMLS) process to develop Inconel 718 alloy for turbine engine components // *Optik*. 2020. V. 202. Art. 163735. doi: 10.1016/j.ijleo.2019.163735
7. Schilke P.W., Foster A.D., Pepe J.J. *Advanced gas turbine materials and coatings*. New-York : GE Energy Schenectady, 1991.
8. Sharma P., Chakradhar D., Narendranath S. Evaluation of WEDM performance characteristics of Inconel 706 for turbine disk application // *Materials & Design*. 2015. V. 88. P. 558–566.
9. Farid A.A., Sharif S., Namazi H. Effect of machining parameters and cutting edge geometry on surface integrity when drilling and hole making in Inconel 718 // *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*. 2009. V. 2 (1). P. 564–569.
10. Ngo T.D., Kashani G., Nguyen K., Hui D. Additive manufacturing (3D printing): a review of materials, methods, applications and challenges // *Composites Part B: Engineering*. 2018. V. 143. P. 172–196. doi: 10.1016/j.compositesb.2018.02.012
11. Mazalov A., Shmatov D., Zelenina L., Platko D., Promakhov V., Vorozhtsov A., Schulz N. Researching the Properties of Samples Fabricated Using Selective Laser Melting from a High-Temperature Nickel-Based Alloy // *Applied Sciences*. 2021. V. 11 (4). Art. 1419. doi: 10.3390/app11041419
12. Rao H., Oleksak R.P., Favara K., Harooni A., Dutta B., Maurice D. Behavior of yttria-stabilized zirconia (YSZ) during laser direct energy deposition of an Inconel 625-YSZ cermet // *Additive Manufacturing*. 2020. V. 31. Art. 100932. doi: 10.1016/j.addma.2019.100932
13. Zhukov I.A., Kozulin A.A., Khrustalyov A.P., Matveev A.E., Platov V.V., Vorozhtsov A.B., Zhukova T.V., Promakhov V.V. The impact of particle reinforcement with Al₂O₃, TiB₂, and TiC and severe plastic deformation treatment on the combination of strength and electrical conductivity of pure aluminum // *Metals*. 2019. V. 9 (1). Art. 65. DOI: 10.3390/met9010065
14. Matveev A., Zhukov I., Ziatdinov M., Zhukov A. Planetary milling and self-propagating high-temperature synthesis of Al-TiB₂ composites // *Materials*. 2020. V. 13 (5). Art. 1050. doi: 10.3390/ma13051050
15. Hashim J., Looney L., Hashmi M.S. Metal matrix composites: production by the stir casting method // *Journal of materials processing technology*. 1999. V. 92. P. 1–7. doi: 10.1016/S0924-0136(99)00118-1
16. Tjong S.C. Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties // *Advanced engineering materials*. 2007. V. 9 (8). P. 639–653. doi: 10.1002/adem.200700106.
17. Vorozhtsov S.A., Eskin D.G., Tamayo J., Vorozhtsov A.B., Promakhov V.V., Averin A.A., Khrustalyov A.P. The application of external fields to the manufacturing of novel dense composite master alloys and aluminum-based nanocomposites // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2015. V. 46 (7). P. 2870–2875. doi: 10.1007/s11661-015-2850-3
18. Rawal S.P. Metal-matrix composites for space applications // *JOM*. 2001. V. 53 (4). P. 14–17. DOI: 10.1007/s11837-001-0139-z

19. Wilson J.M., Shin Y.C. Microstructure and wear properties of laser-deposited functionally graded Inconel 690 reinforced with TiC // *Surface and Coatings Technology*. 2012. V. 207. P. 517–522. doi: 10.1016/j.surfcoat.2012.07.058
20. Ghadami F., Sohi M.H., Ghadami S. Effect of TIG surface melting on structure and wear properties of air plasma-sprayed WC–Co coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2015. V. 261. P. 108–113. doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.11.050
21. Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2009. V. 27 (2). P. 472–478. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008
22. Gu D., Hong C., Jia Q., Dou D., Gasser A., Weisheit A., Kelbassa I., Zhong M., Poprawe R. Combined strengthening of multi-phase and graded interface in laser additive manufactured TiC/Inconel 718 composites // *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2013. V. 47 (4). Art. 045309. doi: 10.1088/0022-3727/47/4/045309
23. Hong C., Gu D., Dai D., Alkhayat M., Urban W., Yuan P., Cao S., Gasser A., Weisheit A., Kelbassa I., Zhang M., Poprawe R. Laser additive manufacturing of ultrafine TiC particle reinforced Inconel 625 based composite parts: Tailored microstructures and enhanced performance // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. V. 635. P. 118–128. doi: 10.1016/j.msea.2015.03.043
24. Matveev A., Promakhov V., Schulz N., Vorozhtsov A. Synthesis of Metal Matrix Composites Based on CrxNiy-TiN for Additive Technology // *Materials*. 2021. V. 11 (5). Art. 5914. doi: 10.3390/ma14205914
25. Promakhov V., Matveev A., Schulz N., Grigoriev M., Olisov A., Vprpzhstsov A., Zhukov A., Klimenko A. High-Temperature Synthesis of Metal–Matrix Composites (Ni-Ti)-TiB₂ // *Applied Sciences*. 2021. V. 11 (5). Art. 2426. doi: 10.3390/app11052426
26. Амосов А.П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М. : Машиностроение-1, 2007. 567 с.
27. Promakhov V., Zhukov A., Ziatdinov M., Zhukov I., Schulz N., Kovalchuk S., Dubcova Y., Korsmik R., Klimova-Korsmik O., Turichin G., Perminov A. Inconel 625/TiB₂ Metal Matrix Composites by Direct Laser Deposition // *Metals*. 2019. V. 9 (2). 141. doi: doi.org/10.3390/met9020141
28. Lorusso M., Aversa A., Manfredi D., Calignano F., Ambrosio E.P., Ugues D., Pavese M. Tribological behavior of aluminum alloy AlSi₁₀Mg-TiB₂ composites produced by direct metal laser sintering (DMLS) // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016. V. 25. P. 3152–3190. doi: 10.1007/s11665-016-2190-5
29. Li W., Yang Y., Liu J., Zhan 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
30. 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. Fox G.R., Liang H. (2010) Wear mode comparison of high-performance Inconel alloys. *Journal of Tribology*. 132(2). Article 021603. DOI: 10.1115/1.4001170.
2. Pleass C., Jothi S. (2018) Influence of powder characteristics and additive manufacturing process parameters on the microstructure and mechanical behaviour of Inconel 625 fabricated by selective laser melting. *Additive Manufacturing*. 24. pp. 419–431. DOI: 10.1016/j.addma.2018.09.023.

3. Dhinakaran V., Ajith J., Fahmidha A.F., Jagadeesha T., Sathish T., Stalin B. (2020) Wire arc additive manufacturing (WAAM) process of nickel based superalloys – a review. *Materials Today: Proceedings*. 21. pp. 920–925.
4. Ott E. et al. (ed.) (2018) *Proceedings of the 9th International Symposium on Super Alloy 718 & Derivatives: Energy, Aerospace, and Industrial Applications*. Cham.: Springer.
5. Wong K.V., Hernandez A. (2012) A review of additive manufacturing. *International scholarly Research Notices. ISRN Mechanical Engineering*. 2012(4). DOI: 10.5402/2012/208760.
6. Raj B.A., Jappes J.T., Khan M.A., Dillibabu V., Brintha N.C. (2020) Direct metal laser sintered (DMLS) process to develop Inconel 718 alloy for turbine engine components. *Optik*. 202. Article 163735. DOI: 10.1016/j.ijleo.2019.163735.
7. Schilke P.W., Foster A.D., Pepe J.J. (1991) *Advanced Gas Turbine Materials and Coatings*. New-York: GE Energy Schenectady.
8. Sharma P., Chakradhar D., Narendranath S. (2015) Evaluation of WEDM performance characteristics of Inconel 706 for turbine disk application. *Materials & Design*. 88. pp. 558–566.
9. Farid A.A., Sharif S., Namazi H. (2009) Effect of machining parameters and cutting edge geometry on surface integrity when drilling and hole making in Inconel 718. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*. 2(1). pp. 564–569.
10. Ngo T.D., Kashani G., Nguyen K., Hui D. (2018) Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering*. 143. pp. 172–196. DOI: 10.1016/j.compositesb.2018.02.012.
11. Mazalov A., Shmatov D., Zelenina L., Platko D., Promakhov V., Vorozhtsov A., Schulz N. (2021) Researching the properties of samples fabricated using selective laser melting from a high-temperature nickel-based alloy. *Applied Sciences*. 11(4). Article 1419. DOI: 10.3390/app11041419.
12. Rao H., Oleksak R.P., Favara K., Harooni A., Dutta B., Maurice D. (2020) Behavior of yttria-stabilized zirconia (YSZ) during laser direct energy deposition of an Inconel 625-YSZ cermet. *Additive Manufacturing*. 31. Article 100932. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100932.
13. Zhukov I.A., Kozulin A.A., Khrustalyov A.P., Matveev A.E., Platov V.V., Vorozhtsov A.B., Zhukova T.V., Promakhov V.V. (2019) The impact of particle reinforcement with Al₂O₃, TiB₂, and TiC and severe plastic deformation treatment on the combination of strength and electrical conductivity of pure aluminum. *Metals*. 9(1). Article 65. DOI: 10.3390/met9010065.
14. Matveev A., Zhukov I., Ziatdinov M., Zhukov A. (2020) Planetary milling and self-propagating high-temperature synthesis of Al-TiB₂ composites. *Materials*. 13(5). Article 1050. DOI: 10.3390/ma13051050.
15. Hashim J., Looney L., Hashmi M.S. (1999) Metal matrix composites: production by the stir casting method. *Journal of Materials Processing Technology*. 92. pp. 1–7. DOI: 10.1016/S0924-0136(99)00118-1.
16. Tjong S.C. (2007) Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties. *Advanced Engineering Materials*. 9(8). pp. 639–653. DOI: 10.1002/adem.200700106.
17. Vorozhtsov S.A., Eskin D.G., Tamayo J., Vorozhtsov A.B., Promakhov V.V., Averin A.A., Khrustalyov A.P. (2015) The application of external fields to the manufacturing of novel dense composite master alloys and aluminum-based nanocomposites. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 46(7). pp. 2870–2875. DOI: 10.1007/s11661-015-2850-3.
18. Rawal S.P. (2001) Metal-matrix composites for space applications. *Journal of Metals*. 53(4). pp. 14–17. DOI: 10.1007/s11837-001-0139-z.
19. Wilson J.M., Shin Y.C. (2012) Microstructure and wear properties of laser-deposited functionally graded Inconel 690 reinforced with TiC. *Surface and Coatings Technology*. 207. pp. 517–522. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.07.058.
20. Ghadami F., Sohi M.H., Ghadami S. (2015) Effect of TIG surface melting on structure and wear properties of air plasma-sprayed WC–Co coatings. *Surface and Coatings Technology*. 261. pp. 108–113. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.11.050.

21. Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. (2009) Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 27(2). pp. 472–478. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008.
22. Gu D., Hong C., Jia Q., Dou D., Gasser A., Weisheit A., Kelbassa I., Zhong M., Poprawe R. (2013) Combined strengthening of multi-phase and graded interface in laser additive manufactured TiC/Inconel 718 composites. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 47(4). Article 045309. DOI: 10.1088/0022-3727/47/4/045309.
23. Hong C., Gu D., Dai D., Alkhatay M., Urban W., Yuan P., Cao S., Gasser A., Weisheit A., Kelbassa I., Zhang M., Poprawe R. (2015) Laser additive manufacturing of ultrafine TiC particle reinforced Inconel 625 based composite parts: Tailored microstructures and enhanced performance. *Materials Science and Engineering: A*. 635. pp. 118–128. DOI: 10.1016/j.msea.2015.03.043.
24. Matveev A., Promakhov V., Schulz N., Vorozhtsov A. (2021) Synthesis of metal matrix composites based on crxniy-tin for additive technology. *Materials*. 11(5). Article 5914. DOI: 10.3390/ma14205914.
25. Promakhov V., Matveev A., Schulz N., Grigoriev M., Olisov A., Vprzhtsov A., Zhukov A., Klimenko A. (2021) High-temperature synthesis of metal–matrix composites (Ni-Ti)-TiB₂. *Applied Sciences*. 11(5). Article 2426. DOI: 10.3390/app11052426.
26. Amosov A.P. (2007) *Poroshkovaya tekhnologiya samorasprostranyayushchegosya vysokotemperaturnogo sinteza materialov* [Powder technology for self-propagating high-temperature synthesis of materials]. Moscow: Mashinostroenie - 1.
27. Promakhov V., Zhukov A., Ziatdinov M., Zhukov I., Schulz N., Kovalchuk S., Dubcova Y., Korsmik R., Klimova-Korsmik O., Turichin G., Perminov A. (2019) Inconel 625/TiB₂ metal matrix composites by direct laser deposition. *Metals*. 9(2). Article 141. DOI: 10.3390/met9020141.
28. Lorusso M., Aversa A., Manfredi D., Calignano F., Ambrosio E.P., Ugues D., Pavese M. (2016) Tribological behavior of aluminum alloy AlSi₁₀Mg-TiB₂ composites produced by direct metal laser sintering (DMLS). *Journal of Materials Engineering and Performance*. 25. pp. 3152–3190. DOI: 10.1007/s11665-016-2190-5.
29. Li W., Yang Y., Liu J., Zhan 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.
30. 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:

Промахов Владимир Васильевич – кандидат технических наук, заместитель директора НОЦ «Аддитивные технологии» Томского государственного университета, Томск, Россия. E-mail: vvpromakhov@mail.ru

Матвеев Алексей Евгеньевич – аспирант физико-технического факультета Томского государственного университета, Томск, Россия. E-mail: cool.mr.c@mail.ru

Шульц Никита Александрович – аспирант физико-технического факультета Томского государственного университета, Томск, Россия. E-mail: schulznikita97@gmail.com

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

Дронов Филипп Юрьевич – студент физико-технического факультета Томского государственного университета, Томск, Россия. E-mail: filipp_dronov93@mail.ru

Туранов Тимур Эшанкулович – студент 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, Deputy Director of Scientific and Research Center “Additive Technologies”, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: vvpromakhov@mail.ru

Matveev Aleksey E. (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: cool.mr.c@mail.ru

Schulz Nikita A. (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: schulznikita97@gmail.com

Bakhmat Vladislav R. (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: bakhmatvr@gmail.com

Dronov Filipp Yu. (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: filipp_dronov93@mail.ru

Turanov Timur E. (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: timur.kb2@icloud.com

Статья поступила в редакцию 17.12.2021; принята к публикации 19.05.2022

The article was submitted 17.12.2021; accepted for publication 19.05.2022