

УДК 621.373.826; 621.9.048.7

А.Г. Маликов, А.А. Голышев

Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича Сибирского отделения Российской академии наук,
Новосибирск, Российская Федерация

ЛАЗЕРНОЕ АДДИТИВНОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Рассматривается возможность выращивания металлокерамических материалов с использованием двух технологий лазерного выращивания: прямое лазерное осаждение (DMD) и лазерная поверхностная наплавка (LSC). Показана физическая картина, происходящая в данных технологиях. Применены законы подобия для описания геометрических характеристик наплавляемых треков. С помощью синхротронного излучения установлен структурно-фазовый состав получаемых покрытий. Измерены механические свойства.

Ключевые слова: лазерное аддитивное выращивание, металлокерамические материалы, структурно-фазовое состояние, синхротронное излучение, механические свойства.

A.G. Malikov, A.A. Golyshev

Institution of Science, S.A. Khristianovich Institute
of Theoretical and Applied Mechanics of the Siberian Branch of the
Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, Russian Federation

LASER ADDITIVE MANUFACTURING OF METAL-CERAMIC MATERIALS

The study explores the possibility of manufacturing metal-ceramic materials using two laser manufacturing technologies: Direct Metal Deposition (DMD) and Laser Surface Cladding (LSC). The physical phenomena occurring in these technologies are demonstrated. Similarity laws are applied to describe the geometric characteristics of clad tracks. The structure-phase composition of the resulting coatings is determined using synchrotron radiation. Mechanical properties are measured.

Keywords: laser additive manufacturing, metal-ceramic materials, structure-phase state, synchrotron radiation, mechanical properties.

Введение

В последние годы аддитивное производство (АП), известное также как 3D-печать, привлекает значительное внимание благодаря широкому спектру областей применения в различных отраслях, таких как аэрокосмическая и автомобильная промышленность, биомедицина, ядерное производство и т.д. [1]. В настоящее время для печати используют

в основном металлические сплавы на основе титана, железа, алюминия, кобальта, никеля – более 30 различных марок, список которых продолжает расширяться [2]. Данные материалы уже хорошо изучены с точки зрения изготовления функциональных деталей с использованием АП. Однако на повестке дня стоит создание порошковых материалов, которые могут внести новый вклад в формирование высоких функциональных свойств изделий (прочность, твердость, износостойкость, работа при высоких температурах, высокая стойкость к растрескиванию, стойкость к многоцикловому нагружению и т.д.). Согласно классическому пониманию физики конденсированного состояния структура определяет свойства материалов, т.е. новые свойства можно получить, изменяя структуру материала определенным образом. В нашем случае именно металломатричные композиты (ММК) позволяют добиться свойств, которые трудно достичь для металлических сплавов [3]. ММК обладают повышенной механической прочностью, твердостью, износостойкостью и температурой эксплуатации. Однако создание изделий и покрытий из ММК сопряжено с рядом проблем. Разные теплофизические свойства материалов в результате неравновесного нагрева плавления и последующей кристаллизации под воздействием лазерного излучения могут приводить к получению нежелательных дефектов различного типа: пористость, растрескивание, несплавление и т.д. Необходимо для каждой металлокерамической порошковой композиции тщательно оптимизировать режимы лазерного воздействия (мощность лазерного излучения, длина волны лазерного излучения, плотность мощности, скорость процесса) с целью получения качественных покрытий и изделий [4]. Необходимо также тщательно изучать структурно-фазовый состав, от которого зависят непосредственно механические характеристики. К настоящему времени накоплена довольно обширная база данных по аддитивным технологиям. Для установления общих закономерностей эксперименты должны быть выполнены в широком диапазоне параметров лазерного воздействия. Для успешного решения физической задачи большое значение имеет правильный выбор переменных, характеризующих исследуемый объект. Обработка больших объемов данных существенно упрощается, если удастся представить их в виде зависимостей между безразмерными параметрами, как это делается при анализе сложных физических систем методом подобия [5]. Это позволяет уменьшить количество независи-

мых переменных. Кроме того, формулировка результатов на языке безразмерных параметров позволяет продвинуться в понимании физической сущности происходящих в исследуемой системе процессов и предсказании структурно-фазового состояния получаемых изделий.

В Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН в лаборатории лазерных технологий продолжают фундаментальные и прикладные исследования в области взаимодействия высокоэнергетического лазерного излучения с веществом. В рамках научного направления «Лазерная микрометаллургия» проводятся исследования с целью получения заданного структурно-фазового состава и механических свойств материала после лазерного воздействия.

1. Методология исследований

Изготовление металлокерамических покрытий осуществлялось с использованием двух лазерных технологий: прямое лазерное осаждение (DMD) и лазерная поверхностная наплавка (LSC). Для этого использовался наплавочно-сварочный комплекс, состоящий из многокоординатной руки и волоконного лазера с мощностью до 3 кВт и длиной волны 1,07 мкм [6]. Обе технологии схожи по типу излучения, но отличаются процессом формирования трека. В технологии LSC плавление происходит непосредственно в порошковом слое. В DMD порошок подается в ванну жидкого расплава (рис. 1).

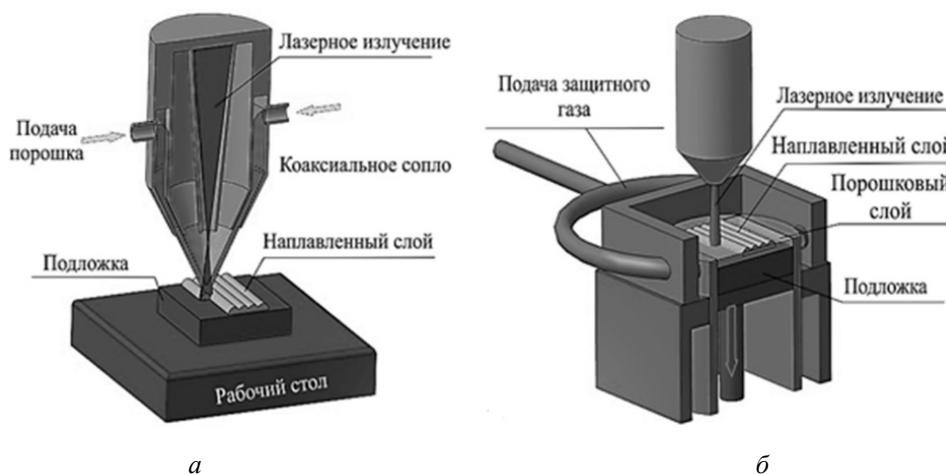


Рис. 1. Схематическое изображение лазерных технологий: *а* – технология прямого лазерного осаждения (DMD); *б* – технология лазерной поверхностной наплавки (LSC)

Физические процессы, протекающие в данных технологиях, близки и включают взаимодействие лазерного излучения с веществом, гидродинамику течения расплава, кристаллизацию расплава, механику твердого тела, а также газовую динамику при технологии DMD. В зависимости от интенсивности и длительности воздействия лазерного излучения различают следующие стадии взаимодействия излучения с материалом при лазерной обработке: подвод лазерного излучения к материалу, поглощение светового потока и передача его энергии твердому телу, нагрев материала без видимого разрушения, плавление материала в аддитивных технологиях, кристаллизация и остывание материала после окончания лазерного воздействия. Характер протекания этих процессов зависит от свойств обрабатываемых материалов. Поглощение излучения происходит на поверхности или внутри и зависит от отражающей способности материала, а передача энергии вглубь обусловлена теплопроводностью. Температурный режим нагрева материала определяется плотностью мощности излучения лазера. При низкой плотности мощности (примерно до 10^3 – 10^4 Вт/см²) происходит нагрев материала без его плавления или испарения. С повышением этой величины примерно до 10^6 – 10^7 Вт/см² материал плавится, а при плотности мощности излучения, превышающей 10^7 Вт/см², материал разрушается вследствие испарения. Процесс взаимодействия лазерного излучения в аддитивных технологиях включает два глубоко зависимых, но в то же время физически существенно разных процесса: взаимодействие лазерного излучения с веществом и течение многофазной жидкости в условиях интенсивного выделения энергии и химических реакций (рис. 2) с последующей кристаллизацией. Бросающаяся в глаза специфика лазерной обработки составляют необычно высокие скорости нагрева и охлаждения. Когда лазерный луч встречается с поверхностью металла, то при условии ослабленного отражения (незеркальная поверхность) в месте встречи выделяется за короткое время столько тепловой энергии, что скорость локального нагрева может достигать миллиона градусов в секунду. С другой стороны, локальность взаимодействия луча и металла означает, что после прохождения луча практически мгновенно нагретый участок оказывается в окружении холодного металла, который интенсивно отводит тепло, обеспечивая почти столь же быстрое охлаждение. Скорость охлаждения за счет теплоотвода составляет

сотни тысяч градусов в секунду. Тонкий поверхностный слой практически мгновенно нагревается и столь же мгновенно охлаждается – в этом специфика лазерной обработки, которая широко используется для аддитивных технологий и может привести к возникновению особых, характерных именно для этой обработки структур, трещин, пор и несплавлений.

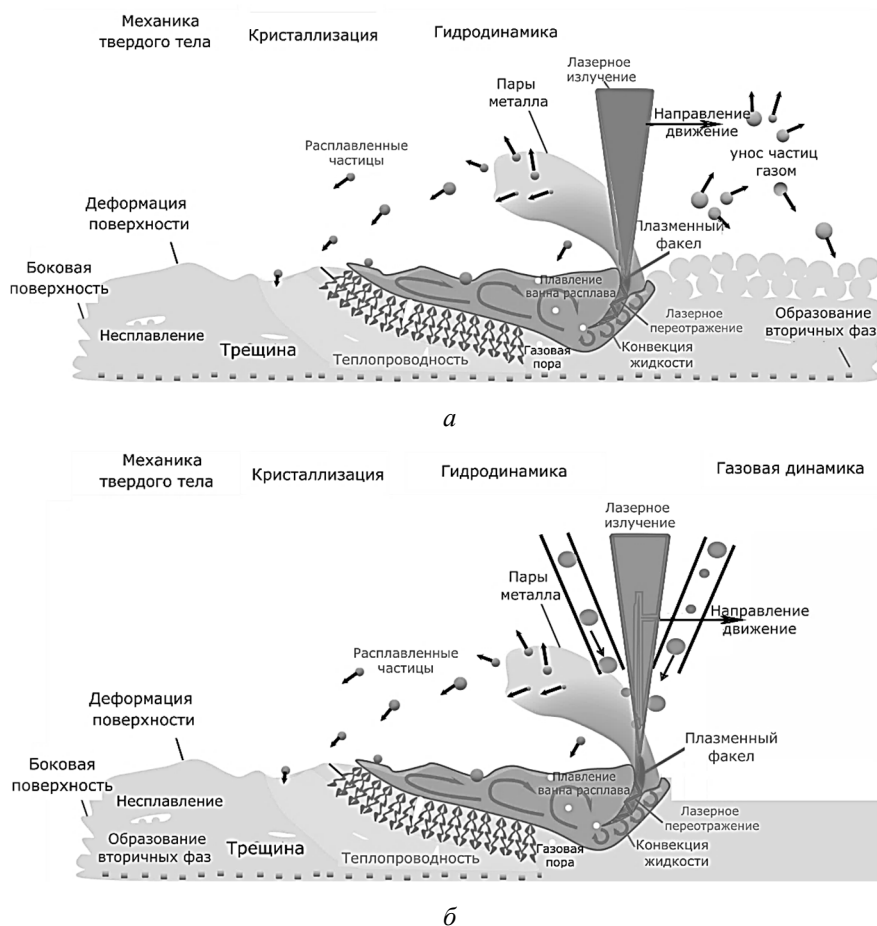


Рис. 2. Физические процессы, протекающие при технологии лазерного выращивания металлокерамических покрытий: *а* – технология прямого лазерного осаждения (DMD); *б* – технология лазерной поверхностной наплавки (LSC)

Данные проблемы нивелируются за счет оптимизации лазерного воздействия с веществом, при этом необходимо учитывать тип, концентрацию, размер керамических включений при наплавке металлокерамического покрытия.

Необходимо контролировать структурно-фазовый состав, от которого зависят механические свойства конечного покрытия. При выполнении аналитических исследований фазового состава создаваемых металлокерамических материалов использовали установку класса «мегасайенс», входящую в ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения», экспериментальная станция «Дифрактометрия в „жестком“ рентгеновском диапазоне» (Институт ядерной физики имени Г.И. Будкера СО РАН). С помощью источника синхротронного излучения (СИ) была детально исследована эволюция структурно-фазового состава в объеме создаваемых материалов. В типичном эксперименте с использованием синхротронной дифракции образец анализируется на пропускание, а дифракционное изображение записывается с помощью детектора (рис. 3).

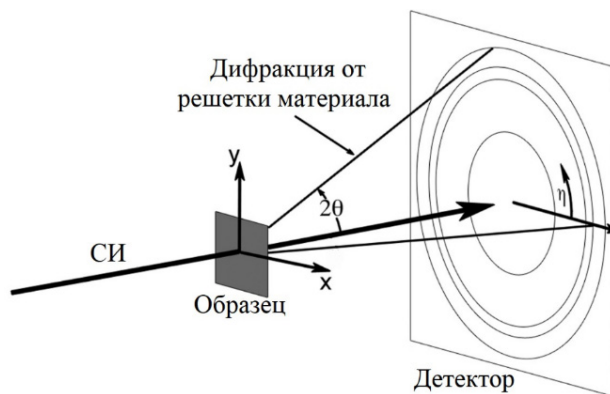


Рис. 3. Геометрия эксперимента по синхротронной дифракции

2. Применение методов подобия и размерности для описания процессов в АП

Известно, что свойства образца (геометрические размеры, структурно-фазовое состояние, механические свойства), формируемого при лазерной наплавке, являются сложной функцией, зависящей от большого количества различных параметров:

$$K = f(N \gg 1), \quad (1)$$

где N – это параметры наплавки, параметры лазерного излучения, параметры транспортирующего и защитного газа, параметры исходной порошковой смеси и т.д.

Однако, используя различные комбинации параметров, выражение (1) можно представить в виде:

$$K = f(A_i), \quad (2)$$

где A_i – набор безразмерных параметров, характеризующих систему фокусировки лазерного излучения, качество пучка, свойства и химический состав исходной порошковой смеси и другие.

Определение параметров, характеризующих физические процессы, происходящие при аддитивном выращивании, позволяет осуществлять контроль поведения ванны расплава. В работе [7] показано, что, контролируя геометрию ванны расплава, можно непосредственно устанавливать взаимосвязь задаваемых параметров и микроструктуры. Таким образом, можно сформулировать аналитические уравнения, которые могут быть использованы при оптимизации процесса аддитивного выращивания. Введение в эти уравнения безразмерных чисел с помощью Пи-теоремы позволяет упростить физические модели и выявить зависимости между физическими величинами. Этот метод успешно применялся в гидродинамике, биологии, биомеханике, ядерной физике и АП.

Введение комбинации переменных в аналитические уравнения позволяет, во-первых, уменьшить количество параметров, которые необходимо исследовать при использовании АП, во-вторых, более точно определять процессы, происходящие при использовании АП.

В уравнениях, описывающих процесс аддитивного выращивания, выделяются три типа безразмерных параметров:

- 1) описывающие геометрическую форму наплавочных треков;
- 2) описывающие микроструктуру материала;
- 3) описывающие взаимосвязь микроструктуры и механических свойств материала.

Для описания геометрической формы наплавочных треков используют два безразмерных параметра [7]:

- 1) число Пекле $Pe = Vw/\alpha$ (V – скорость сканирования; w – ширина ванны расплава; α – температуропроводность сплава), представляющее собой соотношение параметров конвективного и кондуктивного переноса тепла (т.е. определяет механизм переноса тепла внутри ванны расплава) и характеризует размер ванны расплава;

2) безразмерная энтальпия $(B = \Delta H/h_s = 2^{3/4} \pi \frac{T_s}{T_m} = 2^{3/4} \sigma P / (\rho C T_m \sqrt{\alpha V D^3})$ (T_s – температура поверхности; T_m – температура плавления; σ – коэффициент интегрального поглощения; P – мощность падающего излучения; ρ – плотность; C – удельная теплоемкость; D – диаметр лазерного пятна) – соотношение удельной энергии, поглощаемой материалом, и энергии, необходимой для плавления.

Для описания микроструктуры материала используют [7]:

1) число Марангони $Ma = -\frac{d\gamma}{dT} \frac{w\Delta T}{\mu\alpha}$ (μ – вязкость сплава; ΔT – разность максимальной и начальной температур сплава; $d\gamma/dT$ – тангенс угла наклона кривой зависимости поверхностного натяжения от температуры), представляющее собой отношение сил поверхностного натяжения к силам вязкости (эффективность распределения тепла внутри ванны расплава);

2) число Фурье $F = \frac{\alpha}{VL}$ (L – характерная длина) – отношение скорости диффузионного переноса тепла к скорости накопления тепла (чем больше число Фурье, тем больше скорость рассеивания тепла и, следовательно, тем быстрее происходит охлаждение);

3) соотношения градиента температуры G и скорости затвердевания R . Отношение G/R определяет режим затвердевания, в то время как произведение GR управляет масштабом микроструктуры затвердевания.

Для описания взаимосвязи микроструктуры и механических свойств материала используют:

1) эффективные коэффициенты, интегрально учитывающие микроструктуру системы и механическими свойствами (физические свойства, характерные размеры фаз);

2) склонность к растрескиванию при затвердевании $dT/d(fs)^{1/2}$, где fs – доля твердого вещества.

На рис. 4 представлена зависимость безразмерной глубины (d/D) единичного трека от безразмерной энтальпии (см. рис. 4, а) и числа Пекле (см. рис. 4, б) для LSC и DMD метода выращивания. Теплофизические свойства нержавеющей стали взяты при комнатной температуре и составляют: поглощение нержавеющей стали $A = 0,37$; плотность $\rho = 7,9 \cdot 10^{-6}$ кг/мм³; удельная теплоемкость $C = 500$ Вт/(с·кг·К); температура плавления $T = 1713$ К; температуропроводность $\lambda = 4,05$ мм²/с.

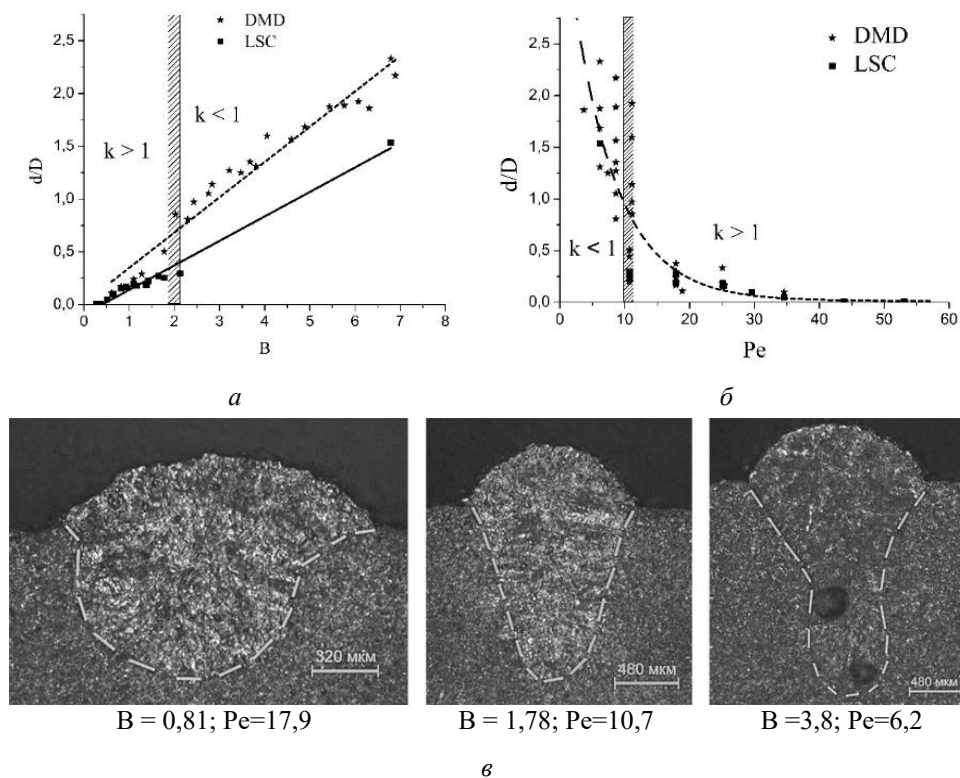


Рис. 4. Зависимости безразмерной глубины (d/D) единичного трека от безразмерной энтальпии (a) и числа Пекле (b) для LSC и DMD метода выращивания

Видно, что в параметре безразмерной глубины (см. рис. 4, a) единичного трека наблюдаются различия в наклоне аппроксимированной функции для технологии LSC и DMD . Так как объем материала в единицу времени для двух технологий был выбран одинаковым, то можно предположить, что наблюдаемого отличия не должно быть. В этом случае отличие возможно только в разном коэффициенте поглощения. В результате на основе экспериментальных данных получено, что коэффициент поглощения для LSC -технологии в 1,3 раза меньше по сравнению с DMD -технологией. В свою очередь, параметр безразмерной глубины не зависит от технологии выращивания и имеет экспоненциальный вид в зависимости от числа Пекле (см. рис. 4, b).

Введем коэффициент формы единичного трека $k = \frac{b}{d} = \frac{\text{ширина}}{\text{глубина}}$, описывающий переход от режима кинжального проплавления к режиму

теплопроводности ($k > 1$ – теплопроводность, $k < 1$ – кинжальное проплавление).

Из рис. 4 видно, что переход от режима кинжального проплавления к режиму теплопроводности происходит при значениях безразмерной энтальпии и числа Пекле, приблизительно равных 2 и 10 соответственно. Особенно ярко переход наблюдается для числа Пекле (см. рис. 4, б). При значении $Pe < 10$ происходит резкое увеличение безразмерной глубины единичного трека, что свидетельствует об образовании кинжального проплавления (см. рис. 4, в). Другими словами, для случая, когда относительная скорость продвижения источника превышает на порядок температуропроводность материала $Vw > 10\lambda$, не хватает плотности энергии в единицу времени для того, чтобы сформировать парогазовый канал (кинжальное проплавление), и, соответственно, формируется режим теплопроводности.

При лазерной наплавке металлокерамической порошковой смеси при расчетах необходимо использовать усредненные значения теплофизических констант. Усреднение плотности и теплоемкости производится по правилу смеси:

$$\begin{aligned} \rho_{\text{комп}} &= \rho_{\text{арм}} v_{\text{об}} + \rho_{\text{св}} (1 - v_{\text{об}}), \\ c_{\text{комп}} &= c_{\text{арм}} v_{\text{об}} + c_{\text{св}} (1 - v_{\text{об}}), \end{aligned}$$

где $\rho_{\text{комп}}$ – плотность композита, $\rho_{\text{арм}}$ – плотность армирующей фазы (керамика), $v_{\text{об}}$ – объемная доля армирующей фазы (керамики), $\rho_{\text{св}}$ – плотность связующей фазы (металл), $c_{\text{комп}}$ – теплоемкость композита, $c_{\text{арм}}$ – теплоемкость армирующей фазы, $c_{\text{св}}$ – теплоемкость связующей фазы.

Усреднение теплопроводности нельзя проводить по правилу смеси. Вместо этого рассмотрим следующую модель [8]:

$$\lambda_{\text{комп}} = \lambda_{\text{св}} \left(1 + v_{\text{об}} \frac{1 - \frac{\lambda_{\text{св}}}{\lambda_{\text{арм}}}}{1 - v_{\text{об}}^{\frac{1}{3}} \left(1 - \frac{\lambda_{\text{св}}}{\lambda_{\text{арм}}} \right)} \right), \quad (3)$$

где $\lambda_{\text{комп}}$ – теплопроводность композита, $\lambda_{\text{св}}$ – теплопроводность связующей фазы, $\lambda_{\text{арм}}$ – теплопроводность армирующей фазы.

В результате вычислений по полученным формулам для лазерной наплавки металлокерамической порошковой смеси ВТ-6+SiC построены графики зависимости безразмерных геометрических параметров треков (нормированных на диаметр лазерного пучка) от безразмерной энтальпии (рис. 5) и числа Пекле (рис. 6). На графиках представлены данные для различных концентраций керамики в порошковой смеси. Видно, что все экспериментальные точки описываются едиными зависимостями.

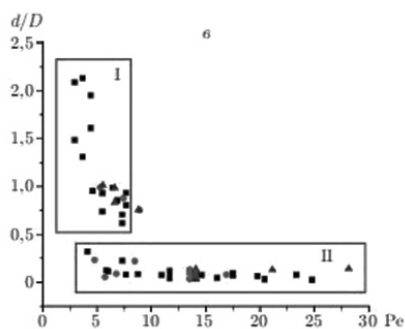
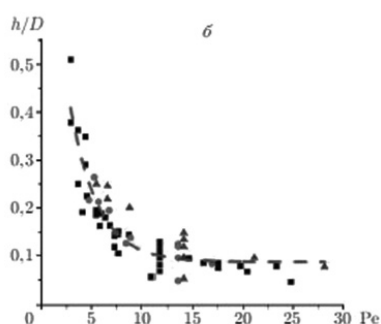
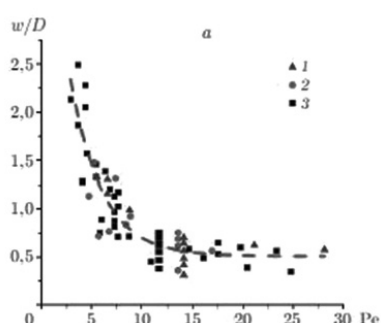
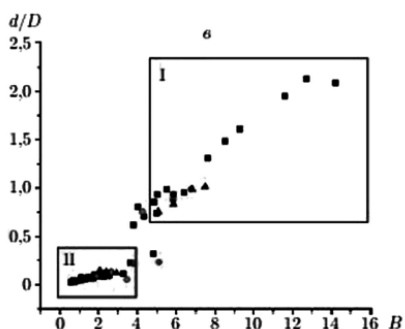
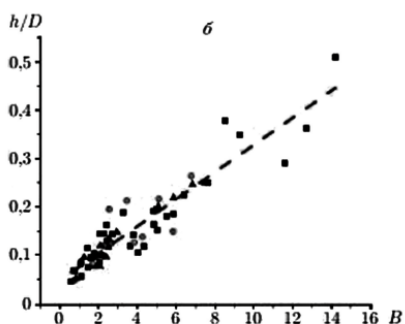
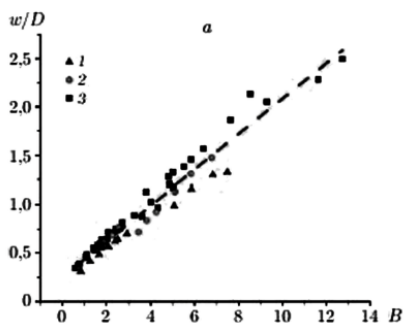


Рис. 5. Зависимости безразмерной ширины w/D (а), высоты h/D (б) и глубины d/D (в) наплавленных треков от безразмерной энтальпии (концентрация керамики: 1 – 0 мас.%, 2 – 10 мас.%, 3 – 20 мас.%)

Рис. 6. Зависимости безразмерной ширины w/D (а), высоты h/D (б) и глубины d/D (в) наплавленных треков от числа Пекле (концентрация керамики: 1 – 0 мас.%, 2 – 10 мас.%, 3 – 20 мас.%)

Из рис. 5, в можно определить два характерных режима наплавки: режим теплопроводности ($B < 4,5$) и режим кинжального проплавления ($B > 4,5$). Так как параметр безразмерной энтальпии представляет собой комбинацию задаваемых параметров лазерной наплавки (мощность излучения, скорость сканирования и диаметр пучка), то, используя полученные закономерности, можно формировать наплавочный валик с необходимыми размерами и свойствами.

3. Создание и исследование многослойных металлокерамических материалов

На рис. 7 представлены изображения поперечных сечений ММК, полученные с помощью электронного микроскопа при разном увеличении [9]. Получено, что наплавленный материал имеет сложную развитую микроструктуру. Исходные керамические частицы окружены вторичными фазами, образованными в результате экзотермической реакции между карбидом бора и титаном (TiB , TiB_2 , TiC).

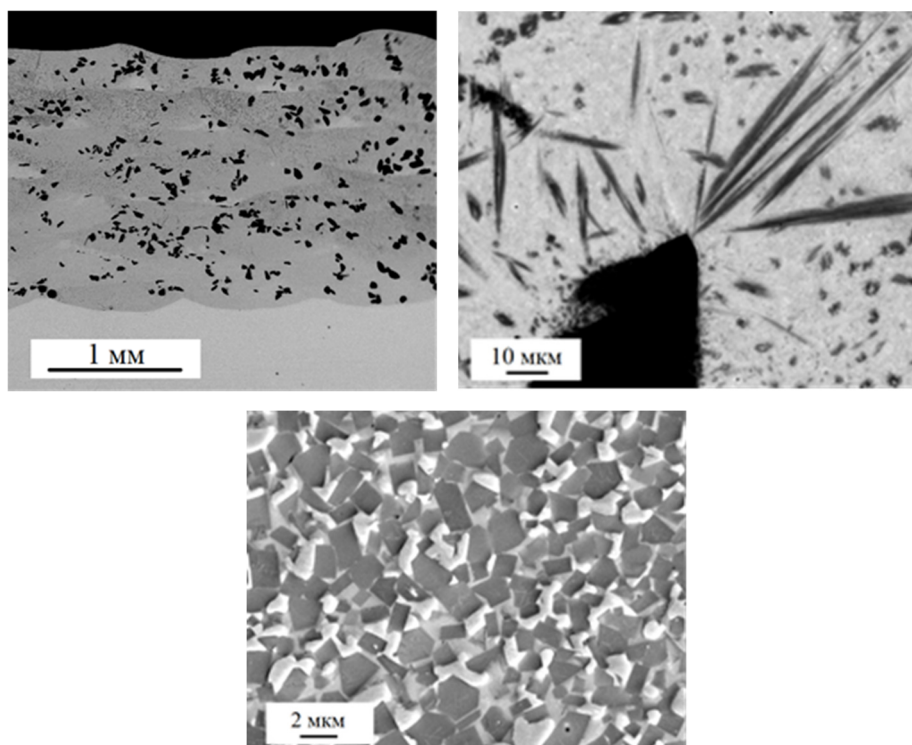


Рис. 7. Изображение с электронного микроскопа покрытия $V_4C - VT-6$ с соотношением 1:9 мас.%

На рис. 8 представлена микроструктура образца NiCrSiB + WC 4:6 мас.%, полученная с помощью электронного микроскопа [10]. Видно, что аналогично титаноматричным композитам происходит синтез *in-situ* и в результате химической реакции формируются вторичные фазовые соединения (CrB, (Cr,Fe)₇C₃ и Cr₂₃C₆).

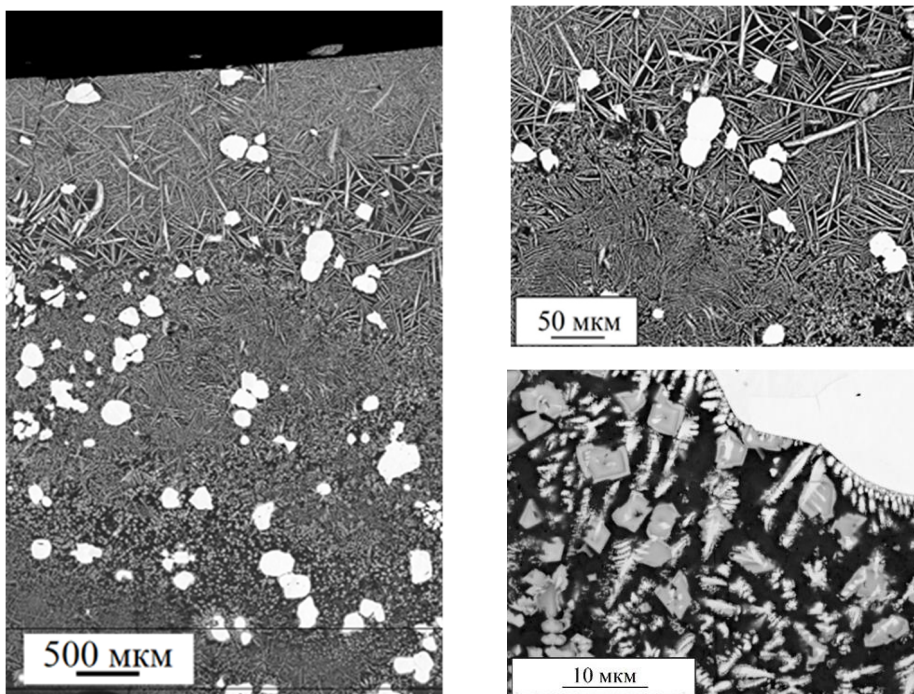


Рис. 8. Изображение с электронного микроскопа покрытия NiCrSiB – WC с соотношением 6:4 мас.%

На рис. 9 показано влияние концентрации керамики на микротвёрдость создаваемых металломатричных покрытий (BT-6-B₄C). Видно, что с увеличением концентрации керамики происходит рост микротвёрдости образцов. Измерение износостойкости показало, что покрытие BT-6 + 10 мас.% B₄C позволяет в 4,1 раза, а покрытие NiCrSiB + 40 мас.% WC в 2,5 раза уменьшить износ по сравнению с покрытием без керамики. Увеличение механических свойств металлокерамических покрытий объясняется тем, что в процессе лазерного воздействия в ванне расплава, кроме исходных керамических частиц, могут образовываться вторичные армирующие фазы типа TiB_w, CrB, TiC, (Cr,Fe)₇C₃, Cr₂₃C₆ и другие.

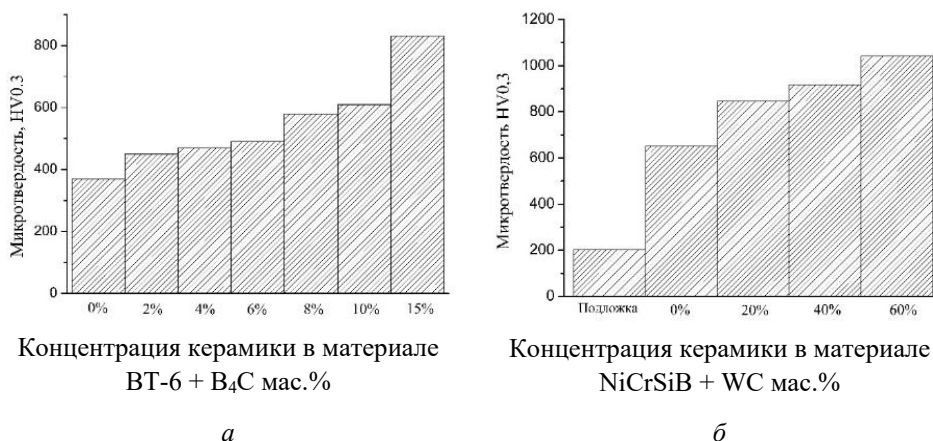


Рис. 9. Микротвёрдость образцов VT-6 + V₄C (а) и NiCrSiB + WC (б) при разной концентрации керамики

Проведено комплексное исследование по созданию и изучению функционально-градиентных материалов (ФГМ) с использованием в качестве матрицы титанового сплава VT-6, а в качестве армирующих частиц – различных типов керамики: TiB, TiB₂, B, V₄C, SiC, WC, TiN. Однако все рассматриваемые комбинации «матрица + керамика» изучались по отдельности. В результате интерес представляет обобщение всех полученных данных для выявления общих закономерностей. Кроме того, важно понимать, как зависят механические характеристики ФГМ не только от концентрации единой керамики, но и от различных типов армирующих элементов.

На рис. 10 приведены средние значения микротвёрдости образцов с разным типом керамики. Видно, что для всех образцов с армированием микротвёрдость возросла по сравнению с титановым сплавом VT-6. Наибольший рост показал образец с добавлением керамики карбида кремния. Особый интерес представляет покрытие, сформированное из сплава VT-6 в азотной среде. В данном случае достигается высокая микротвёрдость (приблизительно 800HV_{0.3}), однако для этого не требуется добавление керамических частиц.

На рис. 11 представлены дифрактограммы, полученные с помощью синхротронного излучения многослойного металлокерамического покрытия VT-6 + 10 мас.% V₄C в разных точках образца.

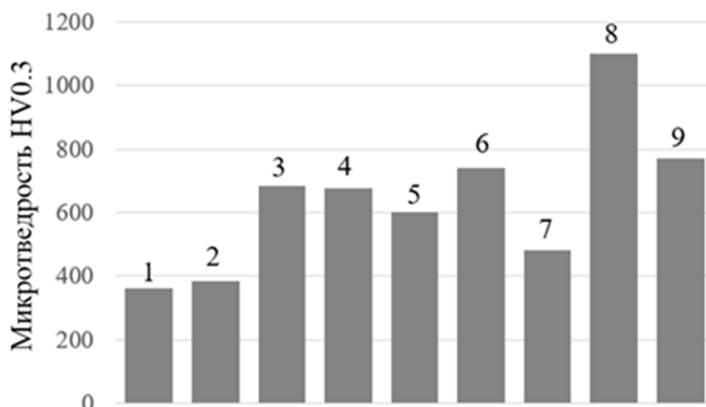


Рис. 10. Средние значения микротвердости образцов с разным типом керамики (1 – катанный лист ВТ-6; 2 – ВТ-6; 3 – ВТ-6+TiB; 4 – ВТ-6+TiB₂; 5 – ВТ-6+B; 6 – ВТ-6+B₄C; 7 – ВТ-6+WC; 8 – ВТ-6+SiC; 9 – ВТ-6+TiN)

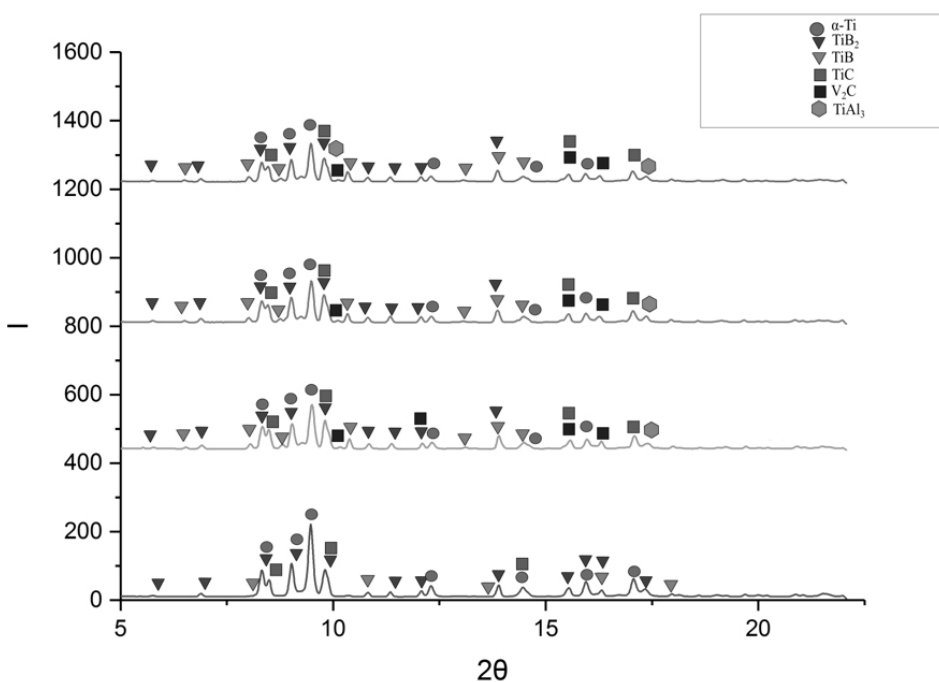


Рис. 11. Рентгенограмма, полученная с помощью синхротронного излучения многослойного металлокерамического покрытия ВТ-6 + 10 мас.% В₄С

Комплексное исследование фазового состава с помощью СИ показало, что добавление армирующих элементов в титановую матрицу приводит к экзотермической реакции с образованием вторичных фазовых соединений. Важно отметить, что такие вторичные фазы представляют собой карбиды, бориды и нитриды, что приводит к изменению физико-механических свойств формируемого функционально-градиентного материала.

Заключение

Разработанная технология прямого лазерного выращивания, которая позволяет наплавлять не только современные материалы, но и металлокерамические материалы с высокой концентрацией керамики (до 60 мас.%), которые не могут наплавить существующие конкурирующие аналоги. Отличие от имеющихся аналогов заключается в применении двух методов добавления армирующих компонентов.

Первый – *ex-situ*-метод, в котором введение керамических частиц или керамического волокна происходит непосредственно в металлическую матрицу. Вторым способ – это *in-situ*-метод, в котором армирующие частицы вследствие диффузии высвобождают реагенты в металлическую матрицу, которые в ходе кристаллизации вступают в химическую реакцию с металлической матрицей, образуя продукты реакции, другими словами, вторичные фазовые соединения.

Главным преимуществом технологии *in-situ*-синтеза по сравнению с *ex-situ* является меньшая разница между коэффициентами теплового расширения керамических частиц и матрицы, что приводит к снижению распространения трещин. Кроме того, процесс *in-situ* характеризуется образованием мелких частиц с равномерным распределением во всем объеме, которые являются более термодинамически стабильными, с хорошей межфазной совместимостью.

Введение термостойких и прочных керамик и керамических волокон позволяет ММК сохранять значительную долю несущей способности благодаря торможению и отклонению матричных микро-трещин на границе керамика либо волокно/матрица, что и обуславливает «псевдопластичный» характер разрушения композиционных материалов. Кроме того, применение керамического волокна/частиц приводит к увеличению прочности на разрыв, трещиностойкости, модуля упругости и т.д. Использование источника синхротронного

излучения впервые позволило получить уникальные данные об эволюции структурно-фазового состава композитных материалов, в том числе и в результате *in-situ*-синтеза (образование вторичных фаз).

В результате впервые показано влияние добавления керамики TiB, TiB₂, W₄C, WC, SiC, керамического волокна SiC и металлического бора на эволюцию структурно-фазового состава и механические характеристики функционально-градиентных материалов на основе титанового, никелевого сплава, полученных методом лазерного плавления [3, 4]. Впервые, управляя концентрацией керамики в исходной смеси, возможно целенаправленно влиять на формирование заданных механических свойств: увеличение макро- и микротвёрдости, увеличение стойкости к абразивному износу, увеличение ударостойкости и износостойкости. Данные параметры в зависимости от типа керамики варьируются в два-три раза за счёт изменения структурно-фазового состава получаемого функционально-градиентного материала за счёт формирования различных типов вторичных фаз в результате *in-situ*-синтеза и неравновесности протекания процессов кристаллизации в результате лазерного воздействия.

Список литературы

1. Blakey-Milner, B. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. / P. Gradl, G. Snedden, M. Brooks [et al.] // Mater. Des. Elsevier. – 2021. – Vol. 209. – P. 110008.
2. Применение волоконных лазеров для формирования покрытий из порошков переходных и редкоземельных металлов в постоянном магнитном поле / Ю.Н. Кульчин, Н.Г. Галкин, А.И. Никитин, Е.П. Субботин, А.А. Костянко, Д.С. Пивоваров // Прикладная фотоника. – 2018. – Т. 5, № 3. – С. 238–256.
3. A review of additive manufacturing of cermets / A. Aramian, S.M.J. Razavi, Z. Sadeghian, F. Berto // Addit. Manuf. Elsevier. – 2020. – Vol. 33. – P. 101130.
4. Fabbro, R. Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding / R. Fabbro // J. Phys. D. Appl. Phys. – 2010. – Vol. 43, no. 44.
5. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges / W.E. King, A.T. Anderson, R.M. Ferencz, N.E. Hodge [et al.] // Appl. Phys. Rev. AIP Publishing LLC/AIP Publishing. – 2015. – Vol. 2, no. 4. – P. 041304.

6. Malikov, A. Investigation of the Resistance to High-Speed Impact Loads of a Heterogeneous Materials Reinforced with Silicon Carbide Fibers and Powder / A. Malikov, A. Golyshev // *Materials (Basel)*. – 2023. – Vol. 16, no. 2.

7. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee [et al.] // *Prog. Mater. Sci.* – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224.

8. Миснар, А. Теплопроводность твердых тел, жидкостей, газов и их композиций / А. Миснар. – М.: Мир, 1968. – 464 с.

9. Golyshev, A.A. Effect of laser impact parameters on the formation of a pool of the molten B₄C – Ti–6Al–4V cermet mixture / A.A. Golyshev, A.M. Orishich // *J. Appl. Mech. Tech. Phys. Pleiades journals*. – 2022. – Vol. 63, № 2. – P. 268–278.

10. Golyshev, A. Effect of repetitively pulsed laser radiation on the morphology, microstructure and mechanical properties of WC – NiCrBSi coatings obtained by laser surface cladding / A. Golyshev, N. Bulina, M. Gulov // *Lasers Manuf. Mater. Process. Springer*. – 2022. – Vol. 9, no. 4. – P. 590–609.

References

1. Blakey-Milner B. et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Mater. Des.*, 2021, vol. 209, p. 110008.

2. Kul'chin Y.N., Galkin N.G., Nikitin A.I., Subbotin E.P., Kostianko A.A., Pivovarov D.S. Primenenie volokonnykh lazerov dlia formirovaniia pokrytii iz poroshkov perekhodnykh i redkozemel'nykh metallov v postoiannom magnitnom pole [Application of the fiber lasers for formation of coverings from powders of transitional and rare-earth metals in constant magnetic field]. *Applied Photonics*, 2018, vol. 5, no. 3, pp. 238-256.

3. Aramian A., Razavi S.M.J., Sadeghian Z., Berto F. A review of additive manufacturing of cermets. *Addit. Manuf.*, 2020, vol. 33, p. 101130.

4. Fabbro R. Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding. *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 2010, vol. 43, no. 44.

5. King W.E., Anderson A.T., Ferencz R.M., Hodge N.E. et al. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. *Appl. Phys. Rev.*, 2015, vol. 2, no. 4, p. 041304.

6. Malikov A., Golyshev A. Investigation of the resistance to high-speed impact loads of a heterogeneous materials reinforced with silicon carbide fibers and powder. *Materials*, 2023, vol. 16, no. 2.

7. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T. et al. Additive manufacturing of metallic components - process, structure and properties. *Prog. Mater. Sci.*, 2018, vol. 92, pp. 112-224.

8. Misnar A. *Теплопроводность твердых тел, жидкостей, газов и их композиций*. Moscow: Mir, 1968, 464 p.

9. Golyshev A.A., Orishich A.M. Effect of laser impact parameters on the formation of a pool of the molten B4C – Ti–6Al–4V cermet mixture. J. Appl. Mech. Tech. Phys., 2022, vol. 63, no. 2, pp. 268-278.

10. Golyshev A., Bulina N., Gulov M. Effect of repetitively pulsed laser radiation on the morphology, microstructure and mechanical properties of WC – NiCrBSi coatings obtained by laser surface cladding. Lasers Manuf. Mater. Process., 2022, vol. 9, no. 4, pp. 590-609.

Сведения об авторах

МАЛИКОВ А.Г.

e-mail: smalik707@yandex.ru

Доктор технических наук, ведущий научный сотрудник Лаборатории лазерные технологии, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича Сибирского отделения Российской академии наук, г. Новосибирск

ГОЛЫШЕВ А.А.

e-mail: alexgol@itam.nsc.ru

Кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Лаборатории лазерные технологии, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича Сибирского отделения Российской академии наук, г. Новосибирск

About the authors

A.G. MALIKOV

e-mail: smalik707@yandex.ru

DSc, Leading Researcher at the Laboratory of Laser Technologies, Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, Novosibirsk

A.A. GOLYSHEV

e-mail: alexgol@itam.nsc.ru

PhD, Senior Research at the Laboratory of Laser Technologies, Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, Novosibirsk

Финансирование. Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН (№ гос. регистрации: 124021500015-1). Эксперименты выполнены на базе ЦКП «Механика».

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Вклад авторов равноценный.

Получена: 02.09.2024

Одобрена: 06.09.2024

Принята к публикации: 09.09.2024

Financing. The work was carried out within the framework of the state assignment of ITAM SB RAS (state registration number: 124021500015-1). The experiments were carried out at the Mechanics Collective Use Center.

Conflict of Interest. The authors declare no conflict of interest.

The authors' contribution is equal.

Received: 02/09/2024

Approved: 06/09/2024

Accepted for publication: 09/09/2024

Просьба ссылаться на эту статью в русскоязычных источниках следующим образом: Маликов, А.Г. Лазерное аддитивное выращивание металлокерамических материалов / А.Г. Маликов, А.А. Гольшев // Прикладная фотоника. – 2024. – Т. 11, № 3. – С. 30–49.

Please cite this article in English as: Malikov A.G., Golyshev A.A. Laser Additive Manufacturing of Metal-Ceramic Materials. *Applied photonics*, 2024, no. 3, pp. 30-49.