

**Ключевые слова:**

быстрое прототипирование сплавов (БПС), лазерное аддитивное производство (ЛАП), комбинаторное конструирование, селективное лазерное плавление (СЛП), лазерное нанесение материалов (ЛНМ)

# КОМБИНАТОРНОЕ КОНСТРУИРОВАНИЕ СПЛАВОВ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНЫХ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

**Игорь ШИШКОВСКИЙ**

Представлено изложение новейшей методологии быстрого прототипирования сплавов, основанной на сочетании технологий лазерного аддитивного производства и комбинаторного материаловедческого дизайна. В качестве примера выбраны композиции двух типов: интерметаллидные сплавы систем Ni–Al, NiCr–Al, Ti–Al или NiTi–Al и металломатричные композиты на основе титановой матрицы с упрочняющими включениями типа  $Al_2O_3$ ,  $TiB_2$  или TiC.

## БЫСТРОЕ ПРОТОТИПИРОВАНИЕ

Аддитивные технологии (АдТ) успешно развиваются во всем мире уже более 30 лет [1]. Конкуренция в рыночных условиях требовала, чтобы новые изделия (продукты) были бы как можно более быстро и дешево разработаны, произведены и представлены на рынке. Стандартные многоступенчатые процедуры конструирования и проектирования в чертежах оказались не способны отвечать этим вызовам. В современных условиях эти процессы должны быть непосредственно интегрированы в процедуру обработки. Сокращение временных циклов изготовления продукции и увеличение номенклатуры изделий наряду с возрастающими требованиями по качеству неизбежно должны были привести к развитию новых тенденций на рынке конструирования, проектирования и создания новой техники и продукции. Так как большинство издержек производства сконцентрировано именно в этой фазе, стал очевидным высокий потенциал ускорения темпов развития для тех стран, компаний и производств, которые осознали эти проблемы и стали внедрять у себя описанные новшества.

**Быстрое прототипирование** (БП) – это термин, описывающий совокупность методик (технологий), позволяющих создавать трехмерные модели, мастер-формы и изделия в едином технологическом процессе по данным компьютерных моделей.

В конце 80-х годов актуальной стала задача сведения комплекса типовых процессов в единый технологический процесс (установку), позволяющий в сжатые сроки (несколько часов вместо нескольких месяцев или лет) изготавливать прототипы инструментов и изделий с любой степенью сложности внутренней или внешней поверхности и точностью без предварительных затрат на подготовку оснастки [1, 2]. Произошло объединение уже в достаточной мере развившихся к тому времени систем автоматического проектирования – САПР (англ. Computer Aid Design – CAD) с новой высокой технологией послойного синтеза объемных изделий деталей машин (англ. Rapid Prototyping & Manufacturing, Solid Free Form Fabrication и т.п.) [1].

В основе все методики БП содержат следующие шаги: подготовку геометрического образа трехмерного объекта, формирование поперечных сечений изготавливаемого объекта, послойное наложение этих сечений в процессе синтеза и комбинирование слоев из конкретного материала. Таким образом, чтобы создать физический объект этим процессам требуются данные лишь о поперечных сечениях, кроме того, исчезают следующие проблемы, часто возникающие в связи с другими производственными процессами [2]:

→ отпадает необходимость в топологическом проектировании и распознавании по элементам,

- поскольку планирования процессов, в ходе которого используется эта информация, не требуется;
- нет необходимости преобразовывать элементы конструкции в элементы изготовления: достаточно иметь трехмерную поверхностную или твердотельную модель детали, на основе которой будут сгенерированы данные о поперечных сечениях;
  - не требуется определять геометрию пустого пространства, поскольку в ходе процессов БП материал добавляется, а не удаляется, как это делается на станке с ЧПУ;
  - не нужно определять несколько наборов оборудования или сложные последовательности обработки материала, поскольку деталь изготавливается за один прием;
  - нет необходимости рассматривать конструкции зажимов и креплений;
  - не требуется проектировать и изготавливать формы и штампы, так как процессы БП являются безынструментальными.

Теперь, спустя уже четверть века развития АдТ, можно говорить о новой реальности или становлении нового технологического уклада цифрового производства (ЦП) [1], который приходит на смену существующему укладу, основанному на компьютерах, Интернете и нанотехнологиях.

За это время БП переросло в аддитивное производство (АдП) и претерпело ряд значительных изменений, пойдя путь (рис. 1), который привел к повышению точности, улучшению механических характеристик изготавливаемых деталей, более широкой области использования, снижению затрат на оборудование и на себестоимость изготавливаемых на нем деталей. Теперь к преимуществам АдТ относятся не только произвольность формы, но и возможность моментальной передачи в любую точку мира (облачный сервис) данных об изделии, что позволяет организовать ЦП в мировых масштабах. Облачные технологии и цифровое предпринимательство сделали возможным для потребителей цифровую концептуализацию, создание и/или распространение продукции [3]. Успех создаваемых на основе АдТ предприятий обусловлен тем, что они смогли распознать потребности рынка, которые могут быть удовлетворены путем креативных предложений цифровых продуктов.

По нашему мнению, в настоящее время АдТ находится на пике «завышенных» ожиданий [3]. Несмотря на то, что многие считают методы АдП прорывными и ключевыми для новой технологической революции (технологического уклада), пока их влияние в масштабах мирового производства незначительно. Создание масштабируемых, скоростных методов АдП материалов с целью увеличения произ-



Рис. 1. Путешествие АдТ от прототипов к функциональным изделиям [3]

водительности и рабочих объемов 3D-машин требует новых оригинальных решений.

Материалы – это неотъемлемая составная часть АдТ. Ключевой задачей в области создания и обработки таких материалов является расширение спектра пригодных материалов (в том числе за счет смешения/легирования/моделирования композитов), улучшение их качества, повышение стабильности процесса, воспроизводимости и надежности для многоматериальных систем при сохранении низкой стоимости материалов, процесса их изготовления и пред- и/или постобработки.

Для широкого круга материалов и процессов АдП требуются масштабные исследования и установление соотношений «процесс – структура – свойства». Не менее интересны задачи использования уникальных возможностей АдТ для создания уникальных структур, не существующих в природе или повторяющих ее лучшие проявления (например, изделия с отрицательным коэффициентом термического расширения или оптического пропускания): метаматериалов, биомиметических конструкций и поверхностей. Следует еще осознать применимость АдТ для производства материалов с многоуровневой иерархической функциональностью на нано-, микро- и мезошкалах вплоть до развития инструментов 3D-печати для изготовления структур «атом-за-атомом» и конструирования аддитивных нанофабрикаторов [3].

Цель настоящего обзора – представить вниманию читателей новейшую методологию быстрого

прототипирования сплавов (БПС) (т.е. ускоренной разработки и испытаний новых сплавов), основанную на сочетании технологий лазерного аддитивного производства (ЛАП) и технологий комбинаторного проектирования (дизайна).

Изложение преследует три цели:

- представить эффективность сочетания этих двух подходов для ускоренного получения (т.е. БПС) и исследования вариантов сплавов;
- определить составы выбранных композиционных сплавов, обеспечивающие улучшенные свойства по сравнению с существующими аналогами;
- определить и показать возможность (*in-situ*, т.е. на месте) получения металлоизделий с заданной неоднородностью микроструктуры и свойств.

Последняя цель наиболее значима именно для конструкционных сплавов, изделия из которых нередко должны сочетать высокую твердость поверхностного слоя с более мягкой и вязкой сердцевиной. Далее будет показано, что ЛАП является технологией, которая наилучшим образом подходит для систематического исследования всех этих аспектов и обеспечивает возможность создания сложных изделий на основе цифровых моделей с использованием подбираемых порошковых композиций.

### КОМБИНАТОРНЫЙ ДИЗАЙН СПЛАВОВ

Высокопроизводительные методики комбинаторного проектирования сплавов первоначально отработывались на тонких пленках и слоях для определения оптимальных составов, например, интерметаллических соединений, сплавов с памятью формы, антикоррозионных или наплавочных покрытий [4]. При разработке объемных материалов конструкционного назначения уже потребовалось регулирование внутренних параметров материалов: как интегральных, типа энергии дефекта упаковки [5–11] или модуля упругости [12], так и локальных – определяющих в микроструктурных масштабах, но влияющих на макромеханические свойства (размер зерна, свойства упрочняющих фаз, дисперсность частиц, плотность дислокаций, текстура и др.) [14]. В то время, как интегральные параметры материала зависят в основном от общего химического состава, микроструктура и ее изменения при обработке зависят как от состава, так и от термомеханической истории и микроструктурной наследственности.

Масштаб измерения элементов микроструктуры, от которых зависят параметры прочности, вязкости и пластичности металлических сплавов, охватывает область от нанометров (например, декорирование границ зерен или дисперсность частиц [13]) до десятков и сотен микрометров (например, размеры зерна и локальной текстуры) [2]. Масштабы,

в которых должны контролироваться значимые параметры микроструктуры для обеспечения заданных механических свойств, у сплавов обычно шире, чем те, которые могут быть проанализированы комбинаторными методами в тонких пленках.

Традиционные металлургические подходы при отработке множества вариантов новых сплавов требуют больших затрат времени и ресурсов (по аналогии с причинами появления методов БП) за счет широты варьирования параметров всех операций [5].

Объемный комбинаторный металлургический метод, названный быстрым прототипированием сплава (БПС), был недавно предложен [14] и показал успешность апробирования на *TWIP*-сталих с уменьшенной плотностью [5, 6], высокоэнтропийных сплавах [7, 8, 11], интерметаллических сплавах [26, 29], высокопрочных мартенситных [9, 10] и высококомодульных сталях [12]. Он включает полунепрерывную высокопроизводительную отливку, прокатку, термообработку, подготовку и испытания образцов, позволяющие синтезировать и тестировать до 45 параметров материала за 35 ч [14].

### МЕТОДЫ ЛАП ДЛЯ БПС

Идеи использования ЛАП для создания не только функциональных, но и градиентных сплавов (ФГС) обсуждались давно [15–17]. Однако в части комбинаторного проектирования сплавов методом БП использование ЛАП привносит ряд дополнительных преимуществ.

Во-первых, в течение металлургического процесса реализуется специфический термический режим [1, 2]: профиль «температура – время» для образцов, получаемых методами ЛАП, весьма отличается от имеющих место в типовом металлургическом производстве. При послойной лазерной наплавке порошковый материал после оплавления охлаждается и кристаллизуется с высокими скоростями за счет быстрого теплоотвода в подложку-основание. При наплавке последующих слоев консолидированный материал многократно повторно нагревается и даже частично переплавляется лазерным лучом [1, 2]. Это означает, что материалы, получаемые ЛАП, подвергаются серии последовательных короткоимпульсных температурных циклов уменьшающейся интенсивности [1, 18]. Такая циклическая термообработка может быть использована в том числе для управления твердофазными превращениями в материале после наплавки. Это представляет интерес для конструкционных сталей и суперсплавов, в которых прочность, вязкость и твердость обеспечиваются, в частности, и за счет дисперсионного твердения [19, 20, 25].

Второе преимущество использования ЛАП для комбинаторной разработки сплава состоит в том,

что быстрое плавление и затвердевание происходит локально, в небольшом объеме [1, 2]. Это позволяет работать с материалами, которые нельзя или трудно переплавлять в слитке, например упрочненные оксидами сплавы, или материалы, содержащие компоненты в количестве, превышающем предел растворимости в твердом растворе. Типичные скорости охлаждения при ЛАП от 103 до 106 К/с [1, 2]. Такие высокие скорости охлаждения приводят к быстрому затвердеванию расплава, созданию мелкодисперсной структуры, повышающей пластичность, в отличие от крупнозернистой литой структуры, получаемой при непрерывном литье [1, 18, 21]. Это доказывает, что ЛАП пригодно не только как инструмент комбинаторного моделирования сплавов, но и способствует качественному расширению вариантов для аддитивного производства.

В-третьих, некоторые методы ЛАП сами «приспособлены» для БПС, то есть быстро очерчивают подходящие серии композиций для применения, что обусловлено особенностями порошковой металлургии как производственного процесса [1–3, 21].

Для целей БПС из всего многообразия АдТ могут быть рекомендованы технологии послойного селективного лазерного плавления (СЛП) или лазерного нанесения металлов (ЛНМ) [1, 2]. Последний метод иногда также называют лазерной 3D-наплавкой (англ. Direct Metal Deposition (DMD), Laser Engineered Net Shaping (LENS)).

При ЛНМ, посредством введения в зону плавления с помощью потока газа (который является одновременно как защитным, так и несущим) смесей переменного состава, в локальной области могут быть синтезированы гомогенные сплавы различной композиции. В отличие от стандартных технологий металлургии, где получение отливки переменного состава является сложным и затратным по времени и ресурсам процессом, ЛНМ позволяет изготавливать образцы переменного состава за один производственный цикл. Посредством ЛНМ можно получать сложные изделия, включающие части разного состава. До настоящего времени ЛНМ воспринималась, главным образом, как технология для восстановления изношенных частей изделий, ремонта и защиты их от износа, как, например, инструментальная оснастка, литейные формы и даже авиакосмические детали, сделанные из сплавов на основе железа, титана и никеля [1, 2, 25].

При СЛП лазерный луч сканирует поверхность порошкового слоя и локально плавит его. После того как контур слоя просканирован лазерным лучом, расплавленный материал затвердевает, новый порошковый слой распределяется и процесс повторяется. Методом СЛП удается создавать изделия практически любой степени сложности. Однако размеры изделия ограничены размерами камеры синтеза, что для

современных установок соответствует уровню  $\sim 800 \times 400 \times 500$  мм<sup>3</sup> (ConceptLaser X LINE 2000R). Кроме того, до середины 2000-х годов считалось, что для СЛП нужен однородный порошок (сплав или заранее приготовленная порошковая смесь), а следовательно, концентрационный градиент в изделии не может быть реализован. Между тем, на нашем экспериментальном стенде для СЛС/П-процессов в СФ ФИАН была показана и такая возможность [15, 21].

Ограничения по форме изделий, получаемых при ЛНМ, заключаются в том, что изделие вырабатывается не в объеме порошка, который поддерживает изделие (как при СЛП), а большим диаметром лазерного луча по сравнению с процессом СЛП, что приводит к потере точности (рис. 3). Тем не менее ЛНМ позволяет формировать непрерывно или кусочно-непрерывно градиентные материалы и сплавы, позволяет на месте (in-situ) синтезировать новые сплавы, то есть избавляет от необходимости готовить предварительно смешанные порошковые составы и тем самым представляет собой идеальное средство для эффективной и быстрой разработки новых сплавов. Дополнительным преимуществом ЛНМ над СЛП, в контексте комбинаторного металлургического синтеза, является значительно более высокие скорости наплавления материала (около 10–40 см<sup>3</sup>/ч против 2–10 см<sup>3</sup>/ч для СЛП) и размеры изделия, которые не ограничены размерами камеры синтеза [1, 2]. Следовательно, могут быть произведены достаточно крупные изделия, такие как, например, лопатка турбины длиной 1 м и более. В контексте разработки конструкционных сплавов эта особенность ЛНМ имеет существенное значение, так как метод позволяет создавать достаточно большие образцы, пригодные для применения поточных операций термомеханической обработки.

Таким образом, с учетом изложенного, ЛАП может быть представлена как высокоэффективная технология для быстрого изучения и разработки новых сплавов и производства изделий на их основе.

## МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ

В наших экспериментах по ЛНМ и синтезу интерметаллидных фаз типа  $Me_xAl_y$  использовались следующие порошки [22, 25–30]: алюминиевый порошок имел 99 вес. % Al; титановый порошок марки TiGd2 имел 99,76 вес. % Ti; порошок железа имел 99,76 вес. % Fe. Оба порошка производства TLS Technik GmbH & Co (Германия).

Никель-хром суперсплав Inconel 625 (Sulzer Metco Co.) был использован в качестве порошка Ni и имел следующий химический состав: Cr – 21,5%, Fe – 2,5%, Mo – 9%, Nb – 3,7%, остальное – Ni. Порошок нитинола, также производства TLS Technik



GmbH & Co, содержал 99,76 вес. % интерметаллидной фазы NiTi. Фаза NiTi имеет следующий стехиометрический состав: 45 вес. % Ti и 55 вес. % Ni. Дисперсность порошка NiTi составляла 60 мкм. Порошки Al, Ti и Inconel 625 были сферической формы с размерами 80–120 мкм для 95% объема.

Для ЛНМ и создания ММК в системе Ti–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> использовались следующие порошки [23]: порошок TiGd2 99,76 вес. % Ti (TLS Technik GmbH & Co); оксид алюминия микронных размеров марки Aluminium Grenaille 350TL (Métaux & Chimie) и наноразмеров ~15 нм (EvNanoTech.com Ltd., China). Чтобы нанопорошок без проблем транспортировать в зону 3D ЛН в потоке газа, его предварительно смешивали с порошком титана в пропорции 1:1. Размеры основных порошков составляли 80–100 мкм. Подложки для наплавки были круглой или квадратной формы с диаметром (стороной) 65 мм и высотой 5 мм из сплава Ti-6Al-4V для ММК на основе порошков титана, подложки для ММК на основе никелевой матрицы (Inconel 625) были из нержавеющей стали.

В экспериментах по СЛП и синтезу титан-матричных композитов (ТМК) с оксидными упрочняющими включениями в системах Ti + TiC (5 – 10 – 15 об. %) и Ti + TiB<sub>2</sub> (5 – 10 – 15 об. %) [24, 25] использовались следующие порошки. Для обеих систем (Ti + TiC и Ti + TiB<sub>2</sub>) это были наноразмерные частицы TiC и субмикронные частицы TiB<sub>2</sub>. Для обеих систем обрабатывались режимы СЛП на титановой

подложке в среде аргона, как без подогрева подложки, так и с подогревом до температуры 200 °С. В экспериментах использовали: порошок титана (99,76% Ti, марки ПТОМ, Полема, РФ); нанокарбид титана – TiC (99%, 40–60 нм, кубический) и диборид титана – TiB<sub>2</sub> (98%, 2–12 мкм) производства US Research Nanomaterials Inc., Houston, USA.

Распределение всех вышеназванных порошков по размерам анализировалось посредством оптического грануломорфометра ALPAGA 500NANO (ОСННО s.a., Бельгия).

Все эксперименты по ЛНМ были выполнены на технологическом стенде для лазерной 3D-наплавки (аналог технологической установки Trumpf DMD-505 в ENISE, Франция), включающем лазерную установку HAAS 2006D (непрерывный Nd:YAG лазер, мощность 4 кВт) с коаксиальной системой доставки лазерного излучения (ЛИ), двухканальный порошковый дозатор Medicoat (рис. 2 а) (у DMD 505 – 4 дозатора и 5 кВт CO<sub>2</sub>-лазер) для подачи порошков в струе сопутствующего газа, 5-координатный управляющий стол, системы пирометрии и видеорегистрации процесса. Основные характеристики оборудования приведены в [22]. Следует отметить, что двухканальный порошковый дозатор установки является эффективным инструментом управления составом порошковой смеси в системе Me + Al за счет изменения скорости расхода аргона, который был использован как подающий и защитный газ. Пер-

вый канал питателя для порошка основного материала (Fe, Ti, NiTi или NiCr) имел расход до 20 л/мин, а второй питатель с порошком Al имел расход до 10 л/мин, который мог изменяться в течение эксперимента. Точность позиционирования составляла ~30 мкм. Переменными параметрами процесса были: мощность ЛИ P (Вт), скорость сканирования V (м/с) и количество подаваемого порошка G (кг/с) (рис. 3 а). Постоян-

а DMD



2-канальный дозатор Medicoat

Рис. 2. Внешний вид систем дозирования при ЛНМ (а) и при СЛП (б)

б SLM



Камера синтеза с двумя бункерами для порошков

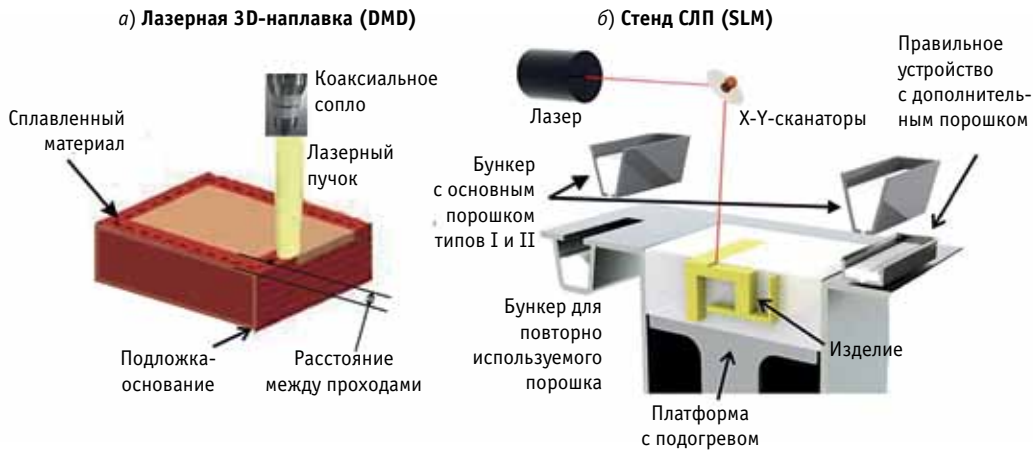


Рис. 3. Схема систем сканирования при ЛНМ (а) и при СЛП (б)

ным параметром был диаметр лазерного луча на подложке ( $d = 300$  мкм). Расстояние между проходами равнялось диаметру пятна ЛИ, толщина насыпаемых слоев около 0,2 мм.

Для осуществления послойного СЛП порошковых ММК на основе титановой матрицы использовался экспериментально-технологический стенд в СФ ФИАН (рис. 3 б), включающий: иттербиевый волоконный лазер ЛК-100-В (мощность до 100 Вт); дефлекторы для реализации сканирования ЛИ по поверхности; управляющий процессом персональный компьютер; сменные фокусирующие линзы; механизм для нанесения и разравнивания порошковой смеси (рис. 2 б); цилиндрическую платформу, перемещающуюся в вертикальном направлении, на которой послойно создавалось объемное изделие [21, 24]. Скорость сканирования ЛИ по поверхности могла изменяться аппаратно в широких пределах.

**СХЕМА СОЗДАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ ММК**

Метод создания функциональных и/или градиентных ММК схематически представлен на рис. 4. Расход подаваемой порошковой смеси составлял 0,3–6 г/мин для системы Ti–Al; 0,8–15 г/мин для системы NiCr–Al; 10–25 г/мин для NiTi–Al системы и ~10 г/мин для

системы Ti–Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Слои создавались из смесей Me (Fe, Ti, NiCr или NiTi) и порошков Al на подложке по следующей стратегии (рис. 4 а): сначала наплавлились два слоя, состоявших из 90% Me + 10% Al, следующие два слоя представляли собой 70% Me + 30% Al, третья пара – 50% Me +

50% Al; верхние 7-й и 8-й слои имели соотношение 30% Me + 70% Al. Каждый второй слой формировался на нижнем слое после поворота относительно предыдущего слоя на 90°. Скорость сканирования ЛИ – V – варьировалась в пределах 200–500 мм/мин, лазерная мощность P составляла 800–1000 Вт, диаметр пятна 3 мм. Расстояние между проходами (hatching distance) было 2 мм, толщина наносимых слоев ~1 мм. Для системы Ti – μ/n Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в первой стратегии был использован оксид алюминия микронных размеров. По второй стратегии был Ti – nano-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Скорости сканирования ЛИ в системе Ti – μ/n Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> варьировались в пределах 500–750 мм/мин. Расход газа по первому фидеру (для Ti) был 20 л/мин, а по второму (для Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> или Ti + nAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) ~10 л/мин.

Схема создания градиентных изделий в чередующихся слоях для систем Ti + TiC (5 – 10 – 15 об. %) и Ti + TiB<sub>2</sub> (5 – 10 – 15 об. %) показана на рис. 4 б.

В соответствии с равновесными фазовыми диаграммами бинарных Me–Al-систем, мы ожидали получить следующие стабильные интерметаллидные фазы алюминидов матричного металла [26]:

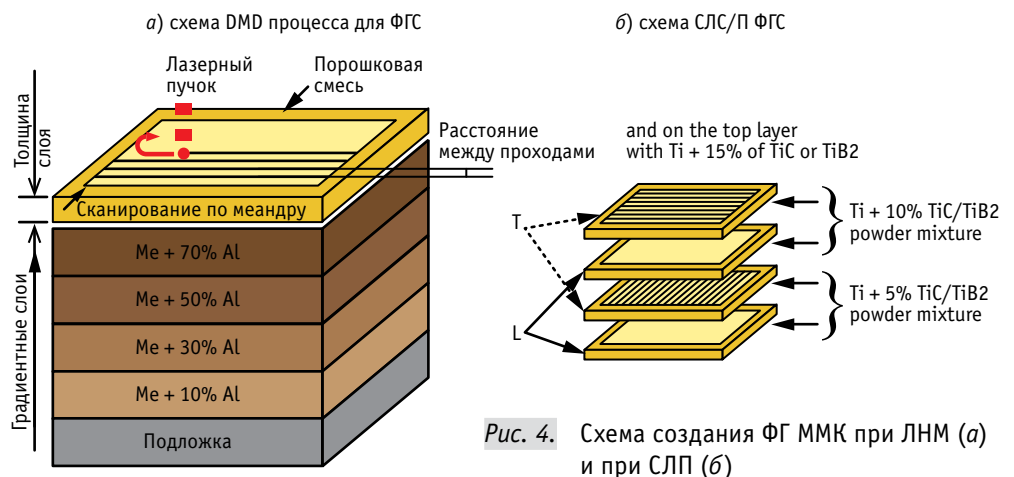


Рис. 4. Схема создания ФГ ММК при ЛНМ (а) и при СЛП (б)

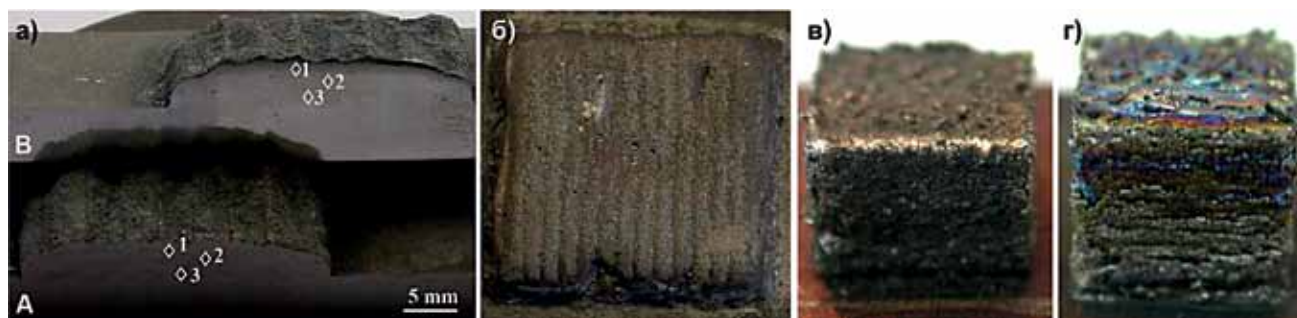


Рис. 5. Внешний вид 3D-образцов ФГС: а – ЛНМ на подложке из сплава ВТ6; б – ЛНМ в системе Fe–Al; в – ТМК в системе Ti + TiC ; г – ТМК в системе Ti + TiB<sub>2</sub>

Me<sub>3</sub>Al, MeAl и MeAl<sub>3</sub>; как и нежелательные метастабильные фазы в реакции экзотермического типа:  $x \cdot \text{Me} + y \cdot \text{Al} \rightarrow \text{Me}_x\text{Al}_y + Q$ , где Q – термический эффект реакции. Таким образом, мы пытались реализовать развиваемый нами комбинаторный метод дизайна ФГС при БПС. В трехкомпонентных системах в матрице основного материала (NiTi, NiCr) уже следовало ожидать согласно тройным диаграммам появления интерметаллических фаз: 1 – AlNiTi; 2 – AlNi<sub>2</sub>Ti; 3 – AlNi<sub>3</sub>Ti; 4 – двухфазная смесь ( $\alpha + \gamma$ ) NiCrAl типов соответственно.

Последующий микроструктурный анализ поперечных сечений металлографических шлифов 3D-образцов методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, микроэлементного химического анализа, рентгеновского структурного и фазового анализов подтвердил ряд наших предположений [22–30].

Многоматериальные 3D-слои после ЛНМ и образцы ТМК после СЛП представлены на рис. 5. На фото (рис. 5 а) изображена ЛНМ на подложке из сплава ВТ6: А – градиент слоев Ti в среде чередующихся газов (в азоте (N<sub>2</sub>) и аргоне (Ar)) [22]; В – градиент слоев в системе Ti + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, изменялась скорость сканирования. Цифрами 1, 2 и 3 обозначены места измерения микротвердости. На рис. 5 б показан вид сверху после ЛНМ в системе Fe–Al [30]. Площадь поперечного сечения образцов на рис. 5 а, б 50 × 50 мм. ТМК в системах Ti + TiC и Ti + TiB<sub>2</sub> изображены на рис. 5 в и г соответственно [24]. По схеме (рис. 4 б) через каждые 10 слоев в системах увеличивалась концентрация TiC и TiB<sub>2</sub> (5 – 10 – 15 об. %). Использовался режим СЛП с мощностью P = 100 Вт, диаметром пятна ЛИ – 100 мкм, при толщинах насыщаемых слоев 200 и 50 мкм соответственно.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Цель обзора состояла в изложении возможностей ЛАП для эффективного БПС. Было показано, что:

1. ЛНМ и СЛП пригодны для получения 3D-образцов с постоянным или переменным составом материала и могут быть использованы для комбинаторного конструирования и разработки новых сплавов. При этом ЛНМ позволяет создавать композиционно кусочно-непрерывные градиентные материалы и на месте (in-situ) проектировать новые сплавы, которые необязательно сделаны из заранее приготовленных металлических порошков, и является эффективным средством для быстрой разработки нового сплава. Дополнительное преимущество ЛНМ по сравнению с СЛП в контексте комбинаторного металлургического синтеза – высокие показатели скорости наплавки и большие размеры 3D-изделий, которые не ограничены размерами камеры синтеза в СЛП-установке.
2. В образцах, получаемых по методу ЛНМ, возможно получение высокой химической и микроструктурной однородности в пределах каждого нанесенного слоя. Нами показана возможность управления твердостью многослойных 3D-структур за счет целенаправленного изменения концентрационного состава порошковой композиции в предлагаемом нами комбинаторном подходе для систем Me – Al и ТМК, что может существенно расширить область применимости таких изделий.
3. Не менее важным при ЛНМ является возможность получать составы и микроструктуры сплавов, которые недоступны для традиционных технологий. Эта принципиальная особенность может быть использована как цель комбинаторной разработки уникальных сплавов для ЛАП. Следует отметить также, что при ЛНМ градиентный образец, включающий части из разных сплавов, может быть подвергнут ГИП (постобработка) и дальнейшему исследованию изменяемых в его составе сплавов в части их поведения при термомеханической обработке. Однако, важно подчеркнуть и ряд нерешенных проблем на пути интеграции технологий ЛАП



и БПС. Получаемые образцы конструкционных сплавов и ММК и соответствующие смеси перспективных сплавов требуют различных режимов термообработки старением. Это означает, что общий процесс, предложенный в излагаемом подходе, может потенциально не быть идеальным для некоторых из совмещаемых сплавов. Следует надеяться, что такое ограничение относится только к небольшому подмножеству металлургических сплавов. Комбинации таких сплавов, видимо, следует подвергать различным методикам термообработки, чтобы идентифицировать синергию между соответствующими системами выделений как, например, со-выделения или эффекты, связанные с гетерогенным зародышеобразованием.

Не менее важно также оценивать КТР смешиваемых материалов и синтезируемых фаз в наплавленных слоях, для снижения влияния этого фактора на склонность к расслоению у 3D-изделий при остывании.

#### ЛИТЕРАТУРА.

1. **Гибсон Я., Розен Д., Стакер Б.** Технологии аддитивного производства: Трехмерная печать, быстрое прототипирование и прямое цифровое производство. — М.: ТЕХНОСФЕРА, 2016. 656 с. ISBN 978-5-94836-447-6.
2. **Шишковский И. В.** Основы аддитивных технологий высокого разрешения. — СПб: Питер, 2016. 400 с. ISBN 978-5-496-02049-7.
3. **Shishkovsky I.V.** (Ed.) *New Trends in 3D Printing*, 2016, InTech Publish.: Rijeka, Croatia, 268 p. ISBN 978-953-51-2480-1, Open access.
4. **Schnabel V., Kohler M., Evertz S. et al.** Revealing the relationships between chemistry, topology and stiffness of ultrastrong Co-based metallic glass thin films: A combinatorial approach // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 107. P. 213–219.
5. **Springer H., Raabe D.** Rapid alloy prototyping: Compositional and thermo-mechanical high throughput bulk combinatorial design of structural materials based on the example of 30Mn-1.2C-xAl triplex steels // *Acta Materialia*. 2012. Vol. 60. P. 4950–4959.
6. **Raabe D., Springer H., Gutierrez-Urrutia I. et al.** Alloy Design, Combinatorial Synthesis, and Microstructure-Property Relations for Low-Density Fe-Mn-Al-C Austenitic Steels // *JOM*. 2014. Vol. 66. P. 1845–1856.
7. **Pradeep K.G., Tasan C.C., Yao M.J. et al.** Non-equiatom high entropy alloys: Approach towards rapid alloy screening and property-oriented design // *Materials Science and Engineering A*. 2015. Vol. 648. P. 183–192.
8. **Li Z., Pradeep K.G., Deng Y. et al.** Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off // *Nature*. 2016. Vol. 534. P. 227.
9. **Springer H., Beide M., Raabe D.** Bulk combinatorial design of ductile martensitic stainless steels through confined martensite-to-austenite reversion // *Materials Science and Engineering A*. 2013. Vol. 582. P. 235–244.
10. **Springer H., Belde M., Raabe D.** Combinatorial design of transitory constitution steels: Coupling high strength with inherent formability and weldability through sequenced austenite stability // *Materials & Design*. 2016. Vol. 90. P. 1100–1109.
11. **Tasan C.C., Deng Y., Pradeep K.G. et al.** Composition Dependence of Phase Stability, Deformation Mechanisms, and Mechanical Properties of the CoCrFeMnNi High-Entropy Alloy System // *JOM*. 2014. Vol. 66. P. 1993–2001.
12. **Aparicio-Fernandez R., Springer H., Szczepaniak A. et al.** In-situ metal matrix composite steels: Effect of alloying and annealing on morphology, structure and mechanical properties of TiB<sub>2</sub> particle containing high modulus steels // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 107. P. 38–48.
13. **Dmitrieva O., Ponge D., Inden G. et al.** Chemical gradients across phase boundaries between martensite and austenite in steel studied by atom probe tomography and simulation // *Acta Materialia*. 2011. Vol. 59. P. 364–374.
14. **Knoll H., Ocylok S., Weisheit A. et al.** Combinatorial Alloy Design by Laser Additive Manufacturing // *Steel research international*. 2017. DOI:10.1002/srin.201600416
15. **Shishkovsky I.V.** Synthesis of functional gradient parts via RP methods // *Rapid prototyping Journal*. 2001. Vol. 7. N 4. P. 207–211.
16. **Collins P.C., Banerjee R., Banerjee S., Fraser H.L.** Laser deposition of compositionally graded titanium-vanadium and titanium-/molybdenum alloys // *Materials Science and Engineering*. 2003. Vol. A352. P. 118–128.
17. **Hofmann D.C., Roberts S., Otis R. et al.** Developing Gradient Metal Alloys through Radial Deposition Additive Manufacturing // *Scientific reports*, 2014. Vol. 4. P. 5357. DOI: 10.1038/srep05357.
18. **Jagle E.A., Choi P.P., Humbeek J., Raabe D.** Precipitation and austenite reversion behavior of a maraging steel produced by selective laser melting // *J. Mater. Res*. 2014. Vol. 29. N 17. P. 2072–2079.
19. **Decker R.F. (Ed.)** *Source Book on Maraging Steels*, ASM International, Metals Park, OH, 1979.
20. **Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C.** *Superalloys*. Part I–II. John Willey & Sons Publ. 1995. 384 p.
21. **Шишковский И.В.** Лазерный синтез функциональных мезоструктур и объемных изделий. Физматлит. — М.: 2009. 424 с. ISBN 978-5-9221-1122-5.



22. **Shishkovsky I., Missemmer F., Smurov I.** Direct metal deposition of functional graded structures in Ti-Al system // *Physics Procedia*. 2012. Vol. 39. P. 382–391.
  23. **Shishkovsky I., Volyansky I., Missemmer F.** Solidification behavior and dendrite structure refinement after LMD in Ti based alloy reinforced by micron- and nano- alumina // *Optical and Quantum Electronics*, 2016, 48 (9), 447.
  24. **Shishkovsky I., Scherbakov V., Kakovkina N.** Graded layered titanium composite structures with TiB<sub>2</sub> inclusions by Selective Laser Melting // *Composite Structures*. 2017. Vol. 169. P. 90–96.
  25. **Shishkovsky I.V., Nazarov A.P., Kotoban D.V., Kakovkina N.G.** Comparison of additive technologies for gradient aerospace part fabrication from nickel based superalloys. p. 221-245. Book Chapter in: M. Aliofkhazraei (Ed.) *Superalloys*, InTech Publ. 2015. 344 p. DOI: 10.5772/61121
  26. **Shishkovsky I.V.** Laser controlled intermetallics synthesis during surface cladding, p. 237–286. Book chapter in: J. Lawrence et al. (Eds.), *Laser Surface Engineering. Processes and applications*. Woodhead Publ. 2015. 718 p. DOI: 10.1016/B978-1-78242-074-3.00011-8
  27. **Shishkovsky I., Kakovkina N., Missemmer F.** Direct Metal Deposition by Laser in TiNi-Al System for Graded Structure Fabrication // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016. Vol. 140. 012016 Open access.
  28. **Shishkovsky I., Kakovkina N., Missemmer F.** Three-dimensional (3-D) laser cladding of functionally graded structures in Ni-Cr-Al system // *Laser in Engineering*. 2016. Vol. 33 (1–3). P. 1–15.
  29. **Shishkovsky I., Kakovkina N., Missemmer F.** Laser in situ synthesis of gradient aluminides in metal matrix composite during DMD process // *International Journal of Rapid Manufacturing*. 2015. Vol. 5. N 3/4. P. 349–366.
  30. **Shishkovsky I., Missemmer F., Kakovkina N., Smurov I.** Intermetallics synthesis in the Fe-Al system via layer-by layer 3D laser cladding // *Crystals*. 2013. Vol. 3. P. 517–529 ; Open access.
- 
- ШИШКОВСКИЙ Игорь Владимирович** –  
доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник Самарского филиала Физического института им. П.Н. Лебедева РАН