



Технологическая платформа «Новые полимерные композиционные
материалы и технологии»

Технологическая платформа «Материалы и технологии металлургии»

VI Международная конференция «Аддитивные технологии: настоящее и будущее»

Материалы конференции

8-9 октября 2020 г.

Электронное издание

Москва

2020

УДК 669

ББК 30.37 + 34.2 + 34.4

A28

Редакционная коллегия:

С.В. Неруш, начальник НИО «Технологии порошковой металлургии, аддитивного производства, сварки, защитных и специальных высокотемпературных покрытий и материалов»; П.Б. Мазалов, начальник лаборатории «Металлопорошковые композиции и аддитивные технологии синтеза деталей и элементов конструкций»; А.Г. Евгенов, к.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории «Порошковая металлургия и аддитивное производство»; Е.А. Шеин, к.т.н., главный специалист.

Аддитивные технологии: настоящее и будущее : материалы международной конференции (г. Москва, 8-9 октября 2020 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М. : ВИАМ, 2020. – 216 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-63-0. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб. – Загл. с экрана.

Основные тематические направления конференции:

- исследование структуры и свойств синтезированных металлических, полимерных и керамических материалов и композитов;
- внедрение разработок в изделиях авиационной и ракетно-космической промышленности;
- новые подходы и принципы проектирования деталей под аддитивное производство;
- стандартизация и разработка нормативной документации для аддитивных технологий;
- разработка и продвижение нового аддитивного оборудования и программного обеспечения.

УДК 669

ББК 30.37 + 34.2 + 34.4

Организационный комитет

(ФГУП «ВИАМ»)

Председатель:

М.М. Бакрадзе – к.т.н., заместитель Генерального директора по металлическим материалам.

Заместители председателя:

С.В. Неруш – начальник НИО «Технологии порошковой металлургии, аддитивного производства, сварки, защитных и специальных высокотемпературных покрытий и материалов».

Члены организационного комитета:

Д.Е. Каблов – к.т.н., заместитель начальника управления;

А.А. Каныгин – начальник управления;

Д.Н. Куколев – начальник управления;

П.Б. Мазалов - начальник лаборатории «Металлопорошковые композиции и аддитивные технологии синтеза деталей и элементов конструкций»;

А.Г. Евгенов - к.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории «Порошковая металлургия и аддитивное производство»;

Л.В. Прохорова – начальник отдела;

Е.А. Пашкова – ведущий специалист;

Е.А. Цилин – ведущий специалист;

А.В. Бабин – ведущий инженер;

Д.С. Трушин – ведущий инженер.

СОДЕРЖАНИЕ

ВНЕДРЕНИЕ РАЗРАБОТОК В МАШИНОСТРОЕНИИ, ЭЛЕКТРОНИКЕ, АВИАЦИОННОЙ И РАКЕТНО-КОСМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

**Аддитивное производство в нефтегазовом машиностроении
как средство повышения рентабельности разработки месторождений
углеводородов 7**

Алексеев Ю.В.; Арзуманян П.С.

**Исследование возможностей аддитивных технологий при создании
элементов двигательных установок 19**

Побемянский А.В.; Левихин А.А.

**Разработка композитного сетчатого корпуса малого космического
аппарата, изготавливаемого методом трехмерной печати 37**

Глушко Н.А.; Азаров А.В.; Хазиев А.Р.; Колесников В.А.

**Перспективные технологии повышения конструктивной прочности
элементов конструкции авиационной техники с использованием
обработки пульсирующими газовыми потоками 45**

Иванов Д.А.; Колосков А.А.

**Исследование возможности применения аддитивной 3D-технологии для
проектирования печатных узлов электронных средств 59**

Глухов П.А.; Дао Ань Куан; Увайсов С.У.; Черновверская В.В.

**Исследования композиционного пьезоматериала, как основы
активных элементов пьезогенераторов 72**

Скрылев А.В.; Дыкина Л.А.; Панич А.А.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ, ПОЛИМЕРНЫХ И КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И КОМПОЗИТОВ

**Кинетика формирования ТПУ-фаз в высокохромистых жаростойких
сплавах ВЖ159 и ЭП648, полученных методом СЛС 80**

Евгенов А.Г.; Шуртаков С.В.; Мазалов И.С.; Филонова Е.В.; Суркова С.А.;
Зайцев Д.В.

Структура стальных изделий, полученных методом лазерной 3D-печати.....	100
---	------------

Казанцева Н.В.; Давыдов Д.И.; Ежов И.В.; Егорова Л.Ю.; Меркушев А.Г.

Исследование свариваемости и межкристаллитной коррозии образцов из сплава AlSi10Mg, полученных методом селективного лазерного плавления	113
--	------------

Федотов С.А.; Рожкова Ю.Н.; Федотова Н.С.; Митрошков И.А.

Влияние ориентации макромолекул на формоустойчивость и физико-механические свойства деталей из полиэтилена, полученных способом FDM-печати.....	124
--	------------

Кондрашов С.В.; Пыхтин А.А.; Ларионов С.А.; Гусева М.А.; Мельников А.А.

НОВЫЕ ПОДХОДЫ И ПРИНЦИПЫ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ ПОД АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Топологическая оптимизация и моделирование печати изделий с последующим анализом микроструктуры – решения ANSYS для аддитивного производства	140
---	------------

Кондратьев Д.В.

Микроуровневое моделирование теплофизического рабочего процесса селективного лазерного сплавления	148
--	------------

Борейшо А.С.; Джгмадзе Г.Т.; Моисеев А. А.; Савин А.В.; Смирнов П.Г.; Смоленцев С.С.; Третьяк П.С.

Механические свойства сплошного и сетчатого композитных заполнений изделий, получаемых методом трехмерной печати	156
---	------------

Шарапова А.А.; Хазиев А.Р.; Азаров А.В.; Колесников В.А.

РАЗРАБОТКА И ПРОДВИЖЕНИЕ НОВОГО АДДИТИВНОГО ОБОРУДОВАНИЯ, МАТЕРИАЛОВ И ПРОГРАММНОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ

Особенности режимов управления процессом в технологии лазерного нанесения металлов	167
---	------------

Завалов Ю.Н.; Дубров А.В.; Родин П.С.; Дубров В.Д.

Исследование влияния особенностей технологического процесса аддитивного производства (лазерной стереолитографии) на функциональные характеристики изделий 181

Ипполитов Е.В.; Камаев С.В.; Марков М.А.; Никуленко А.А.; Новиков М.М.

Влияние керамического наполнителя на кинетику фотоинициируемого отверждения композиций для лазерной стереолитографии 192

Хасков М.А.; Мазалов П.Б.; Светогоров К.И.

Округлые реакционные композиционные порошки Ti/Al для аддитивного производства 203

Непапушев А.А.; Бардасова К.В.; Московских Д.О.

УДК 623.323:621.762/763

Аддитивное производство в нефтегазовом машиностроении как средство повышения рентабельности разработки месторождений углеводородов

Алексеев Ю.В.¹, к.т.н.; Арзуманян П.С.²

Alekseev.YuV@gazprom-neft.ru

Arzumanyan.PS@gazpromneft-ntc.ru

¹ООО «Газпромнефть – Технологические партнерства»

²Научно-Технический Центр «Газпром нефти» (ООО «Газпромнефть НТЦ»)

Аннотация:

Проведен анализ истории и перспектив применения аддитивных технологий в нефтегазовом машиностроении с точки зрения конечного пользователя высокотехнологичного оборудования – нефтедобывающих компаний. Отдельно сформулирован потенциальный спектр объектов применения аддитивного производства в оборудовании жизненного цикла разработки месторождений: бурение, промысловые исследования, добыча, подготовка, транспорт, обустройство и переработка. Сформулированы основные факторы внедрения аддитивных технологий в производство нефтегазового оборудования, влияющие на повышение рентабельности разработки и эксплуатации месторождений углеводородов.

Ключевые слова

аддитивные технологии, нефтегазовое машиностроение, разработка месторождений углеводородов, совокупная стоимость владения

Введение

Исторически технологическое развитие нефтедобывающей промышленности всегда проходило по консервативному сценарию. Предпочтение отдавалось проверенным на практике в сложных промысловых условиях технологиям и оборудованию, обеспечивающему надежную многолетнюю безаварийную эксплуатацию и не требующему сложного и дорогого обслуживания. Основная причина этому – расположение промыслов преимущественно вдали от населенных пунктов со сложной логистикой, неразвитой инфраструктурой, недостатком квалифицированного персонала. В условиях, где даже несложная поломка или внеплановая необходимость замены расходных частей могут привести к длительной остановке добычи с критичными технологическими (перемерзание трубопроводов в зимнее время, разливы нефти, открытое фонтанирование и т. д.) последствиями. В этом и заключается основное отличие нефтепромыслового оборудования от оборудования производственного, которое эксплуатируется на обустроенных промышленных площадках, где его проще модернизировать, не подвергая бизнес существенным рискам.

Как живое свидетельство этого консервативного пути развития - все еще существенный парк станков-качалок на месторождениях в США, не исключая сланцевые формации, например, Баккен. Что удивительно, конструкция станка-качалки, впервые примененная в паровой машине Томасом Ньюкоменом (Thomas Newcomen) в 1712 г. для откачки воды из угольных шахт за 300 лет практически не претерпела существенных изменений и узнаваема по виду балансира и канатной подвески (рис.1).

Учитывая вышесказанное сразу можно предположить, что внедрение современных, в том числе аддитивных технологий, при производстве нефтепромыслового оборудования будет оправдано только в том случае, если это приведет к существенному улучшению эксплуатационных характеристик

при снижении совокупной стоимости владения или же позволит рентабельно добывать трудноизвлекаемые запасы углеводородов, которые до модернизации оборудования было технически сложно и дорого разрабатывать. Во всех иных случаях конечным потребителям – нефтедобывающим и нефтесервисным компаниям будет выгодней применять проверенное и надежное оборудование, произведенное по традиционным технологиям.

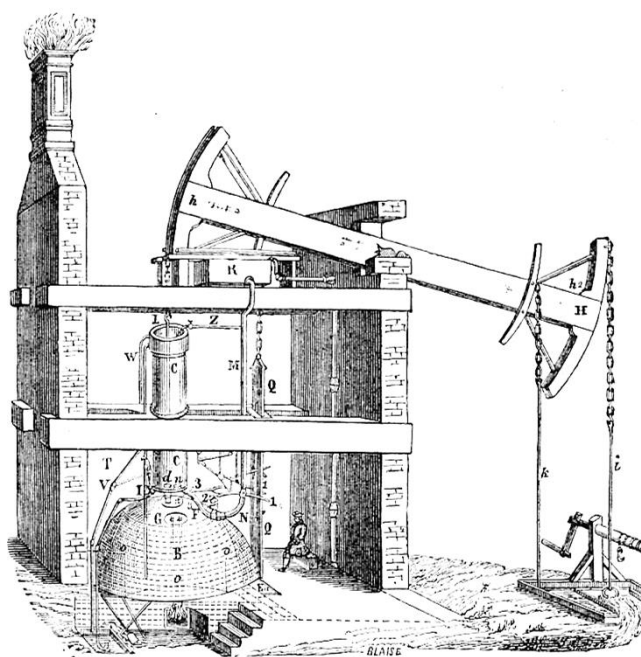


Рис. 1 – Изображение паровой машины Томаса Ньюкомена (рисунок Луи Фигюе, 1868)

Текущая ситуация и тенденции

В настоящее время применение аддитивных технологий (АТ) в нефтегазовом машиностроении пока сложно назвать масштабным. Наибольшее применение АТ нашло при производстве рабочих колес электроцентробежных насосных установок (ЭЦН). В частности, крупнейший потребитель порошковых материалов на российском рынке, производитель погружных электроцентробежных насосов для добычи нефти, компания «Новомет-Пермь» [1] применяет 3D-печать в опытном производстве, что позволяет выращивать модели любой сложности [2]:

- из металлического порошка – для производства элементов пресс-форм;
- из полистирольного порошка – для изготовления заготовок методом литья по выжигаемым моделям;
- из полиамидного порошка – для изготовления функциональных моделей, например, корпусных пластиковых деталей.

Применение лазерного прототипирования позволяет существенно сократить время и затраты при производстве рабочих колес принципиально новой сложной геометрии для последующих испытаний. Тем не менее для производства большинства инновационных и экспериментальных пресс-форм и штампов в компании «Новомет-Пермь» используются по-прежнему механическая обработка станками с ЧПУ [3].

Другое крупное предприятие по производству погружного оборудования для нефтедобычи – завод «Алнас» в этом году тоже ввел в эксплуатацию промышленный 3D-принтер. Технологии селективного лазерного спекания металлопорошковых композиций (DMLS) используется для изготовления опытных образцов деталей установок ЭЦН. Помимо прототипирования планируется так же изготовление малогабаритных деталей для установок серийного производства [4].

Кроме прототипирования в опытном производстве погружного насосного оборудования, АТ используются для воспроизводства деталей сложного оборудования, поставка которых проблематична из-за долгих сроков или высокой стоимости. Современные 3D-принтеры позволяет быстро и качественно изготавливать такие детали и узлы и минимизировать время простоя. В частности, с целью создания аналога форсунки зарубежного производства на Вынгапуровском ГПЗ СИБУРа было выполнено 3D-моделирование форсунки для мелкодисперсного орошения аппаратов воздушного охлаждения (АВО) газа с последующей печатью на 3D [5]. Себестоимость такой форсунки в 100 раз дешевле аналога и ее можно быстро изготовить и заменить. К тому же форсунка из полимеров не подвергается

коррозии и ее гораздо легче демонтировать с установки для замены. Кроме различных форсунок и зарядных станций на предприятии СИБУРа при помощи аддитивных технологий были изготовлены рабочие колеса насосов, водоотбойные кольца, блокираторы для автоматических выключателей и крыльчатки охлаждения. В плане работ находится более 1000 изделий, прорабатывается вопрос перехода с полимерной печати на печать на основе металлических порошков и сплавов, что позволит печатать детали основного насосно-компрессорного оборудования.



Рис. 2 – Форсунки АВО (выполненная 3D-моделированием – слева, оригинальная – справа)

В то же время потенциал применения АТ в нефтегазовом машиностроении гораздо шире (табл.1).

Таблица 1 - Объекты применения аддитивных технологий в нефтегазовом машиностроении

Технологические направления	Объекты применения аддитивных технологий
Бурение	• Кастомизированные буровые головки • Фильтры • Мастер-модели для литья • Песчаные формы для литья • Сопла, форсунки • Облегченный дизайн конструкции буровой • Дизайн вибросит и шнеков
Скважинные исследования	• Редизайн и уменьшение габаритов компоновок ГИС • Инструменты ПГИ • Пробоотборники • Датчики • Приборы телеметрии • Центраторы • Рычаги • Измерительные модули
Добыча	• Части погружного оборудования • Рабочие колеса УЭЦН • Фильтры • Уплотнители • Клапаны • Мастер-модели для литья • Песчаные формы для литья • Устройства пассивного (Inflow Control Device – ICD) и активного контроля (Inflow Control Valve – ICV) притока • Элементы насосов
Подготовка	• Спиральные или лабиринтные каналы • Трубные каналы • Гибридные каналы • Фильтры • Форсунки • Системы сгорания и турбокомпрессорное оборудование • Теплообменники в системах сжатия природного газа
Сбор и транспортировка нефти и газа	• Рабочие колеса насосов • Горелки турбин • Уплотнители • Клапаны • Части пневматического и гидравлического оборудования • Мастер-модели для литья • Песчаные формы для литья • Элементы насосов • Элементы запорных арматур • Соединительные клапаны и компоненты насосов

Технологические направления	Объекты применения аддитивных технологий
Обустройство месторождений	• Прокладка коммуникационных сетей • Клапаны • Части пневматического и гидравлического оборудования • Печать сооружений и бытовок • Редизайн и печать эстакад • Облегчение элементов конструкций
Переработка нефти и газа	• Прототипы нефтегазовой станции и станции переработки • Катализаторы • Фильтры • Форсунки • Оптимизация гидравлических каналов • Коммуникационные сети • Элементы ректификационных колонн • Дефлигматоры • Печные змеевики • Клапаны, запорные кольца

Тем не менее, несмотря на столь широкий перечень, в текущей ситуации нет предпосылок для широкого внедрения АТ в нефтегазовом машиностроении. Оборудование и материалы промышленной 3D-печати достаточно дорогие для того чтобы использоваться для серийных образцов. Нынешняя тенденция применения АТ – это преимущественно быстрое создание прототипов в опытном производстве и производство единичных штучных изделий для текущего ремонта оборудования или ограниченных серий геометрически сложных деталей. Однако конечный потребитель – нефтедобывающие и нефтесервисные компании в этой ситуации не получают значимого эффекта от подобной модернизации производства нефтепромыслового оборудования.

Перспективы

Совсем по-другому сценарию может пойти внедрение АТ в том случае, когда применение модернизированного нефтепромыслового оборудования за счет улучшенных технико-экономических характеристик позволит напрямую или косвенно повысить рентабельность разработки месторождений. В этом

случае появится устойчивый спрос, а это в свою очередь стимулирует производителей оборудования. Но как этого достичь – не очевидно.

Прежде всего существуют трудности с методикой оценки влияния потребительских характеристик оборудования на результаты финансовой деятельности нефтяных компаний. Международные стандарты финансовой отчетности (МСФО) применяемые для компаний нефтегазового сектора [6, 7] не дают на это четких рекомендаций, существуют проблемы в применении «метода полной стоимости» на весь жизненный цикл разработки месторождений. Кроме того, очевидно, что прямой метод, основанный на стоимости оборудования и прямых затрат на эксплуатацию в данном случае не достаточен. Необходимо учитывать совокупные затраты в течении всего жизненного цикла конкретного вида оборудования и, тот факт, что значительный вес может быть у неявных косвенных, напрямую не учитываемых, затрат (см. рис. 3) [8]. Подобный эффект принято называть «айсбергом» совокупной стоимости владения.

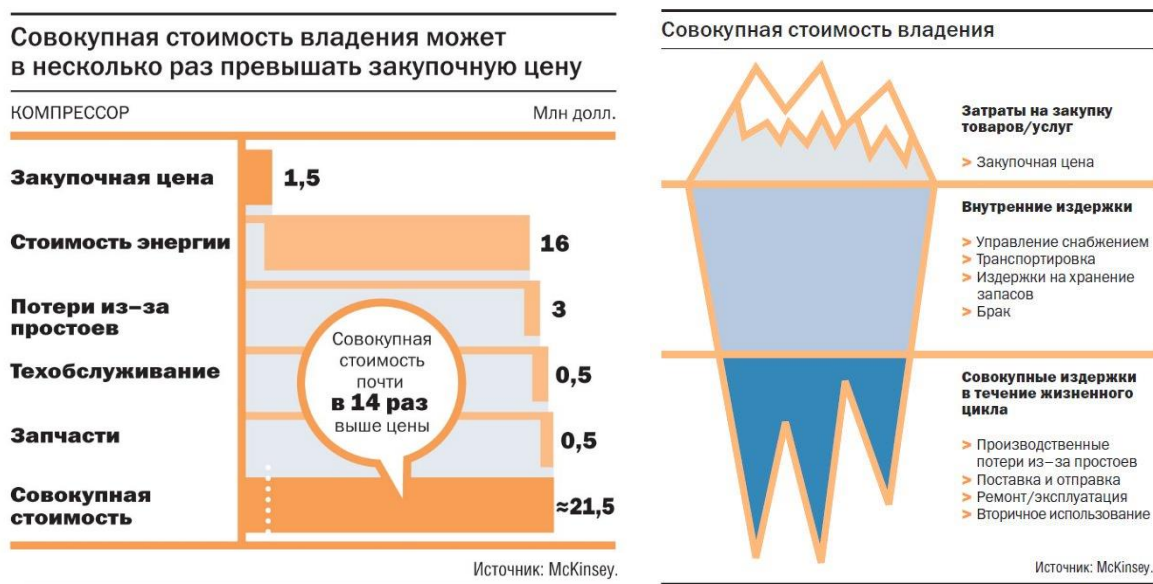


Рис. 3 – «Айсберг» совокупной стоимости владения оборудованием

Итак, явным на сегодняшний день и самыми значимым преимуществом АТ для нефтяных компаний как конечных потребителей безусловно является

возможность снижения прямых и косвенных затрат, связанных с обслуживанием оборудования и материально-техническим обеспечением (МТО) комплектующими и расходными материалами (сортамент обычно исчисляется сотнями позиций ежегодно). Объективные факторы следующие:

1. Низкая стоимость малых партий изделий.
2. Высокая скорость производства.
3. Упрощенная логистика:
 - а) распределенное 3D-производство (в регионе)
 - б) индивидуальное 3D-производство (на месторождении или производственном объекте).

Неполный перечень слагаемых экономического результата от влияния данных факторов представлен в табл. 2. Разумеется характер влияния факторов является комплексным, зависящим от конкретного вида оборудования, и представляет собой предмет для более углубленного анализа.

Таблица 2 - Влияние факторов применения АТ на экономический результат

№	Факторы	Экономический результат
1.	Низкая стоимость малых партий изделий	• Снижение затрат на МТО
2	Высокая скорость производства	• Снижение производственных потерь от простоя (потеря добычи; затраты на внеплановые мероприятия, связанные с простоем; косвенный ущерб) • Снижение издержек на хранение запасов (складские площади, трудозатраты, потери при хранении, пересортица и т.д.) • Снижение издержек на управление снабжением (трудозатраты) • Снижение издержек при модернизации
3	Упрощенная логистика	• Снижение расходов на транспортировку • Снижение потерь при транспортировке • Снижение издержек на хранение запасов

Тем не менее подобного снижения в-основном только косвенных затрат недостаточно для масштабного внедрения АТ. Нужен качественно новый подход на всех стадиях разработки и производства оборудования начиная с эскизного проекта, позволяющий максимально и полностью

извлечь все преимущества применения АТ для конечных изделий: снижение веса, уменьшение габаритов, консолидация основных деталей, добавление внутренних каналов и т. д.

В то же время исторически машиностроение всегда развивалось по пути увеличения КПД рабочих элементов с оптимизацией их производства и исполнения, что обуславливалось экономическими показателями производства, конкуренцией и спросом рынка. И на данном пути развития доминировала парадигма субтрактивного и литейного производства, в котором конструктор неизбежно вступал в конфликт с технологом, что вынуждало ограничивать дизайн прототипа под существующие технологии, способные его изготовить. Данная парадигма также влияла и на способ мышления конструктора, заведомо подстраивая его под ограничения технологий, что, в свою очередь, привело к консервативным методам конструирования в отрасли машиностроения – копированию типовых решений.

В парадигме аддитивного производства (АП) данные ограничения стираются. Главным преимуществом, наряду с перечисленными ранее, выступает возможность исполнения безграничного дизайна изделий для достижения оптимального КПД, функционала и экономической рентабельности. Как следствие преодоления технологических ограничений, ожидается появление изделий и технических систем с расширенным или абсолютно новым дизайном и принципом работы с точки зрения механики, гидрогазодинамики и сенсорики, в том числе и в оборудовании для нефтедобычи. Необходимым условием такого перехода будет служить развитие компетенций аддитивного мышления в конструировании, в том числе с помощью цифровых двойников, машинного обучения и искусственного интеллекта. На сегодняшний день данные компетенции находятся на стадии становления и применяются в основном точечно к локальным элементам технических систем.

Заключение

Технологические возможности, которые предоставляет применение аддитивных технологий в нефтегазовом машиностроении пока еще до конца не осмыслены. Применяемое на сегодняшний день оборудование создавалось без учета возможностей АТ, когда уже на этапе первоначальной концепции и функционального анализа многие эффективные инженерные решения «отбраковывались» из-за невозможности последующей реализации деталей и узлов традиционными методами производства. Применение аддитивных технологий потребует системного пересмотра всего цикла разработки и производства оборудования. Только в этом случае может быть достигнут качественно новый технологический уровень обеспечивающий существенное улучшение технико-экономических характеристик с значимым эффектом для конечных потребителей – нефтедобывающих и нефтесервисных компаний.

И, возвращаясь к истории в начале, совершенно очевидно, что конструкция у станка-качалки Томаса Ньюкомена была бы совершенно другой, если бы ему тогда были доступны современные технологии и материалы, а не только кузнечный цех и низкосортный чугун. И это был бы даже не станок-качалка...

Список литературы

1. Моргунов И. Как «Русатом – Аддитивные технологии» планирует завоевать рынок 3D-печати: деловой портал «Управление производством» – URL: <http://www.up-pro.ru/library/modernization/technologies/rusatom-additive.html> (дата обращения 01.09.2020). Текст: электронный.
2. Новомет-Пермь, 3D-печать: официальный сайт – URL: <https://www.novometgroup.com/rus/company/manufacturing-capacity/pilot-manufacturing/3D-printing/> (дата обращения 01.09.2020) Текст: электронный.
3. Новомет-Пермь, Производство опытных изделий и пресс-форм: официальный сайт – URL: <https://www.novometgroup.com/rus/company/>

manufacturing-capacity/pilot-manufacturing/molds-and-dies/ (дата обращения 01.09.2020). Текст: электронный.

4. Группа компаний «Римера», «Алнас» внедрил аддитивные технологии в производство: официальный сайт – URL: <https://www.rimera.ru/about/press/alnas-vnedril-additivnye-tekhnologii-v-proizvodstvo/> (дата обращения 01.09.2020). Текст: электронный.

5. Савосин Д. ГПЗ СИБУРа обеспечивают потребности производства при помощи 3D-печати: портал коммуникационного агентства Neftegaz.RU – URL: <https://neftegaz.ru/news/Gazohimija/553604-gpz-sibura-obespechivayut-potrebnosti-proizvodstva-pri-pomoshchi-3d-pechati/> (дата обращения 04.09.2020). Текст: электронный.

6. PwC, Финансовая отчетность компаний нефтегазовой отрасли: международные стандарты финансовой отчетности – URL: <https://www.pwc.ru/ru/oil-and-gas/pdf/pwc-ifs-for-o&g-18-rus.pdf> (дата обращения 05.09.2020). Текст: электронный.

7. Эрнст энд Янг (СНГ) Б.В, Особенности применения МСФО для компаний нефтегазового сектора - URL: http://www.oilru.com/ifs_og.pdf (дата обращения 10.09.2020). Текст: электронный.

8. Чалабян А. Снабженческая революция: журнал «Вестник McKinsey» - URL: <http://vestnikmckinsey.ru/manager-toolkit/snabzhen-cheskaya-revolyuciya> (дата обращения 10.09.2020). Текст: электронный.

УДК 621.452.32

Исследование возможностей аддитивных технологий при создании элементов двигательных установок

Побемянский А.В.; Левихин А.А.

Pobelyanskiy@inbox.ru

Балтийский государственный технический университет «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова (БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова)

Аннотация:

В работе рассмотрены возможности аддитивного технологического процесса при изготовлении сложнопрофильных, комплексно-интегрированных элементов малоразмерных двигательных установок и влияние этих ограничений на конструктивный облик мГТД.

Ключевые слова:

малоразмерный газотурбинный двигатель, комплексно-интегрированные конструкции

Введение

Одной из основных стратегий научно-технического развития страны до 2035 г. является Национальная технологическая инициатива, предусматривающая развитие рынка «Аэронет» – рынка разработки и производства беспилотных летательных аппаратов (БЛА) [1]. Проекты малоразмерных газотурбинных двигателей (мГТД) входят в перечень тематических направлений дорожной карты НТИ «Аэронет». Область использования мГТД и требования по повышению их эффективности возрастает из года в год.

Уменьшение размеров двигателей имеет ряд проблем, связанных с размерами проточных каналов, рабочей области, подходами к методикам проектирования и технологиям изготовления [28].

Важнейшая проблема масштабирования мГТД связана непосредственно с пропорциональностью, которая существует между линейными размерами, внутренним объемом двигателя и площадью поверхности его проточной части. По этой причине отношение площади поверхности к объему становится все более непропорциональным по мере уменьшения общего размера двигателя [9].

Применение традиционных технологий при изготовлении мГТД является неоправданным, так как при уменьшении габаритов двигателя технологические особенности сборки сотни его составных частей оказывают существенное влияние на физические процессы протекающие внутри двигателя и на повышение его массы, из-за наличия в конструкции разъёмных или неразъёмных соединений, точности их стыковки, качества обработки швов и т.п. В ряде работ убедительно утверждается, что основным преимуществом аддитивных технологий является возможность изготовления сложнопрофильных, комплексно-интегрированных деталей и конструкций [13, 14]. Однако создание таких конструкций требует иного, отличного от традиционного подхода к проектированию мГТД, учитывающего

особенности ограничений аддитивных технологий. Из чего следует необходимость разработки способов улучшения характеристик и основных данных мГТД за счёт применения сложнопрофильных, комплексно-интегрированных деталей в его конструкции.

Методика исследования и оборудование

Изготовление металлических макетов деталей ГТД и образцов для физико-механических исследований осуществлялось на 3D-принтерах Concept Laser M2 Cusing, Concept Laser Mlab, SLM 280 HL и 3DLAM Mid2019 с использованием следующих материалов: 07X18H12M2, ПР-08ХН53БМТЮ, ВВ751П, ВТ6, AlSi10Mg.

Для определения влияния режимов печати на параметры шероховатости, поверхности всех образцов были измерены контактным профилометром W10 Hommel-Etamic. Все замеры проводились поперёк слоёв построения детали.

3D-сканирование металлических макетов деталей ГТД и построение полей отклонений осуществлялось с использованием оптического 3D-сканера Gom Atos Scanbox 4105.

Для установления взаимосвязи между механическими параметрами полученных методом АТ изделий и параметрами технологических режимов их построения были изготовлены образцы для проведения испытаний по ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение»; ГОСТ 9651-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах»; ГОСТ 11701-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение тонких листов и лент».

Для определения режима печати были изготовлены образцы из порошкового сплава ПР-08ХН53БМТЮ (аналог Inconel 718) (АО «Полема»). Толщина слоя печати, h , составляла (0,25; 0,35; 0,45; 0,55; 0,65; 0,75) мкм, печать производилась на 6 режимах (Таблица 1).

Печать изделий проводилась под углом 90° к платформе, относительно продольной стороны образца. После изготовления изделий, были определены линейные размеры образцов. По результатам измерений проводилась оценка выявленных отклонений готовых изделий от их номинального значения.

Для выбора эффективного режима печати производилось варьирование величины плотности энергии такими параметрами, как мощность, скорость печати и толщина слоя.

Таблица 1 - Значения варьируемых параметров при 3D-печати образцов

Режим	Мощность P, Вт	Скорость сканирования V, мм/с
1	250	1000
2	280	900
3	310	800
4	340	700
5	370	600
6	400	500

Таблица 2 - Значения варьируемых параметров при 3D-печати образцов (зависимость энергоподвода от толщины слоя и от режима печати)

Режим /h, мкм	25	35	45	55	65	75
1	105,26	75,19	58,47	47,85	40,49	35,09
2	130,99	93,57	72,77	59,54	50,38	43,66
3	163,16	116,54	90,64	74,16	62,75	54,39
4	204,51	146,08	113,61	92,96	78,66	68,17
5	259,65	185,46	144,25	118,02	99,87	86,54
6	336,84	240,60	187,13	153,11	129,55	112,28

Экспериментальная часть

По результатам замеров была построена зависимость шероховатости поверхностей, R_a , мкм в зависимости от величины плотности энергии для разных толщин слоёв печати (Рис. 1).

Испытания на растяжение проводились на образцах, изготовленных на 36 режимах печати, на каждом режиме было изготовлено по три образца. Результаты временного сопротивления при растяжении образцов (σ_B) (по среднему значению), представлены на графике (Рис. 2).

Наибольшие значения σ_B находятся в диапазоне величин плотностей энергии 75–150 Дж/мм³. Максимальное значение σ_B достигается на режиме

печати с высотой слоя 35 мкм при величине плотности энергии 146 Дж/мм³. Для этого режима значение временного сопротивления при разрыве $\sigma_b = 956$ МПа.

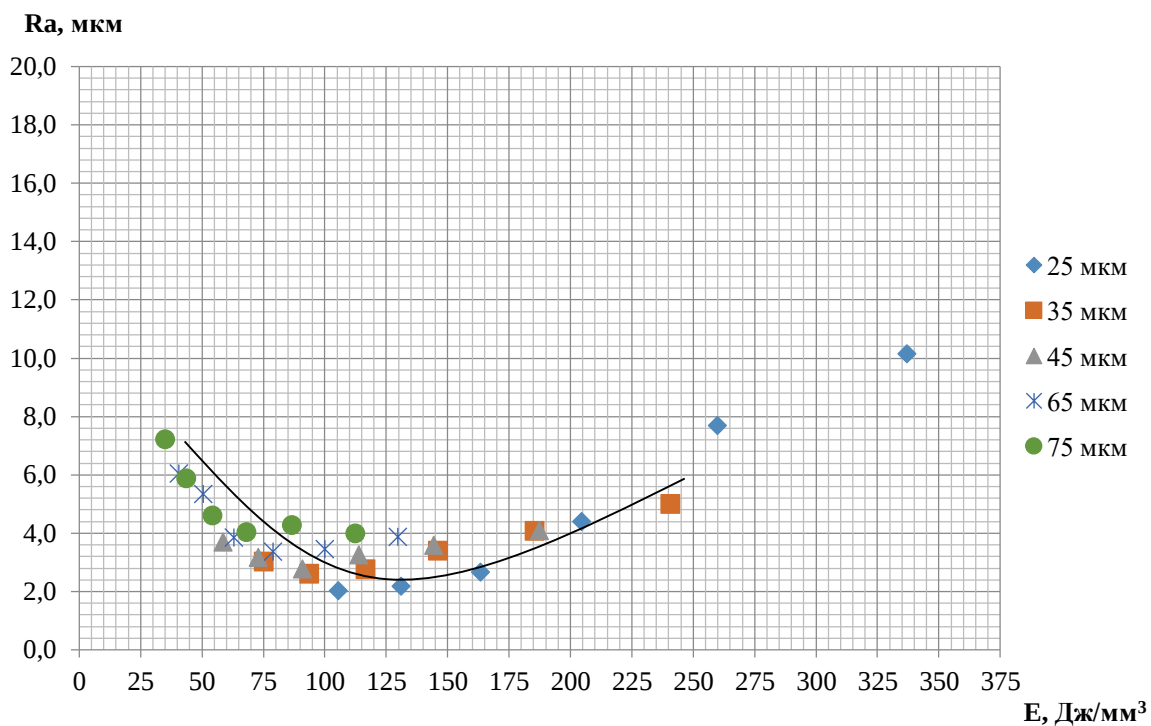


Рис. 1 – Зависимость $R_a = f(E)$

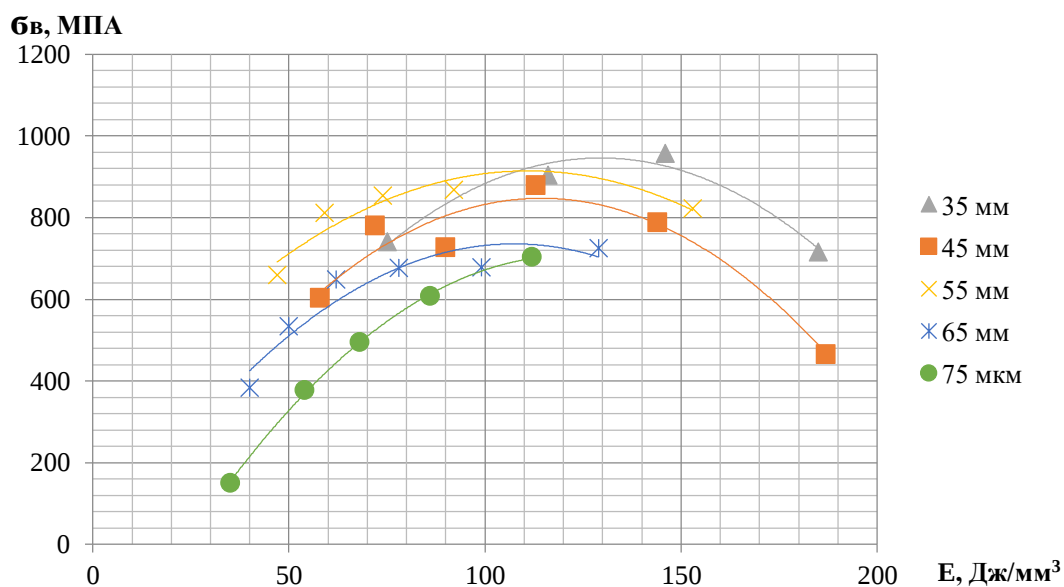


Рис. 2 – Зависимость $\sigma_b = f(E)$ для толщин слоёв печати 35–75 мкм

Формы и размеры заготовки в значительной степени определяют технологию, как ее изготовления, так и последующей обработки. Точность размеров заготовки является важнейшим фактором, влияющим на стоимость изготовления детали. При этом желательно обеспечить стабильность размеров заготовки во времени и в пределах изготавливаемой партии. Форма и размеры заготовки, а также состояние ее поверхностей могут существенно влиять на последующую обработку резанием.

Проведенное 3D-сканирование позволило оценить отклонения от номинальных размеров деталей в труднодоступных для контроля линейными средствами измерения местах. Постобработка результатов сканирования в программном комплексе позволила построить поля отклонений фактических размеров металлических макетов деталей ГТД по сравнению с исходными компьютерными моделями.

Рис. 3 представляет зависимость отклонения, мкм от номинального размера детали, мм. По результатам анализа данных можно сделать вывод о том, что, во-первых, качество формообразования деталей, изготовленных методом селективного лазерного плавления из порошковых металлических материалов, соответствует 10, 11 и 12 качеству (в системах отверстия и вала), а во-вторых, с увеличением номинального размера и качества поле допуска увеличивается также как и деталей изготовленных традиционными методами механообработки.

Таким образом, полученные 3D-печатью заготовки могут поступать на сборку как готовые детали. При необходимости выполнения высокоточных размеров или обеспечения высокого качества отдельных поверхностей в технологическом процессе могут быть предусмотрены операции механической обработки.

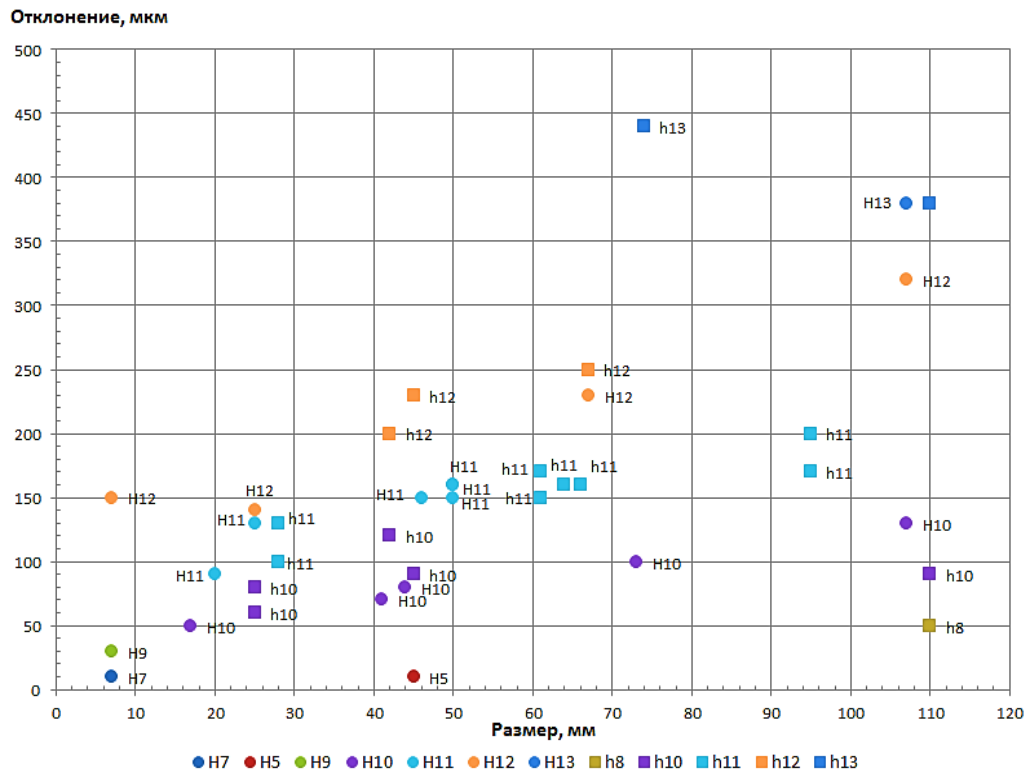


Рис. 3 – график зависимости отклонения от номинального размера

При создании мГТД можно выделить девять основных ограничений, связанным с особенностями аддитивных технологий:

1. *Нависающие поверхности (элементы):*

Основным ограничением при изготовлении деталей методом синтеза на подложке является необходимость установки поддерживающих структур под нависающие поверхности (элементы). Для ряда материалов на основе железа и никеля (316L, Inconel 718) оптимальным является угол наклона поверхности к горизонтали 45° , поверхности, наклоненные на меньший угол нуждаются в установке поддерживающих структур.

В случае изготовления таких поверхностей без поддерживающих структур их качество будет снижаться – от повышенной шероховатости до полного разрушения поверхности.

Конструкция большинства геометрически сложных элементов мГТД представляет собой тонкостенную оболочку с отверстиями, каналами и полостями. Например, в жаровой трубе это отверстия для прохода воздуха в

зону горения и смешения. Площадь проходных сечений отверстий определяет количество воздуха, поступающего в зоны горения и смешения, вследствие чего необходимо точное соблюдение геометрических размеров всего массива отверстий.

При изготовлении деталей методом АТ наблюдается их усадка по вертикальной оси, в этом случае геометрия отверстий становится эллипсной, что снижает площадь проходного сечения, и как следствие меняет коэффициенты расхода воздуха.

Наиболее простым решением данной проблемы является установка поддерживающих структур на все поверхности отверстий. Однако, в данном случае потребуются удаление поддерживающих структур после изготовления изделия, что приведет к необходимости выполнения дополнительной механической обработки отверстий и доводки их шероховатости до приемлемого уровня.

Для снижения трудоемкости постобработки изделий рекомендуется переход к оптимальной с точки зрения изготовления формы отверстий: капля, ромб и т. п.

Применение такой формы отверстий позволяет снизить площадь нависающих поверхностей, что исключает необходимость применения поддерживающих структур и как следствие уменьшает трудоемкость постобработки изделия и приводит к экономии порошковых материалов.

Конструкторская задача в данном случае сводится к подбору эквивалентной площади отверстий и выбора их оптимальной формы с точки зрения течения воздушных потоков.

2. Ограничения по толщине стенки

Минимальная толщина стенки ограничена диаметром лазерного луча в фокусе, размером частиц металлического порошка, а также наклоном стенки к оси построения. Так при диаметре лазерного луча в фокусе 50 мкм,

максимальном размере металлических частиц 60 мкм допустимая минимальная толщина составляет 300 мкм.

3. *Остаточные напряжения*

Высокий уровень остаточных напряжений, которые могут приводить к изменению геометрии изделий, деформациям и короблению.

До снятия детали с платформы необходимо производить термическую обработку с целью стабилизации ее внешних геометрических параметров.

4. *Усадка по направлению построения*

При изготовлении деталей методом АТ наблюдается их усадка по вертикальной оси. Из чего следуют, что направление построения осесимметричных элементов конструкции мГТД на платформе должно быть максимально приближено с осью симметрии.

5. *Высокая шероховатость*

Параметр, который, в элементах конструкциях мГТД, зачастую не удовлетворяют расчетным условиям течения рабочего тела.

В элементах мГТД достижение минимальных показателей шероховатость возможно при высоте слоя печати 25–35 мкм и оптимальном подборе величины плотности энергии.

6. *Удаление порошка из внутренних полостей*

При создании оптимизированных конструкций с полостями необходимо предусматривать технологические отверстия. Диаметр отверстий, а также их расположение должны обеспечивать свободное удаление незадействованного в процессе построения детали мГТД порошка. Рекомендованный минимальный диаметр отверстия 2 мм, при этом максимальный шаг между отверстиями должен составлять 10 мм. При создании оптимизированных конструкций, в которых полости имеют поднутрения необходимо предусмотреть ответные отверстия для подвода воздуха (жидкости, суспензии) для продувки (промывки) полости.

7. Отрыв от платформы

Механизм деформации и отрыва изделия от платформы построения заключается в накоплении высокого уровня остаточных внутренних напряжений, обусловленного неравномерным остыванием слоя материала после прожига. В отличие от тонких вертикальных стенок, суммарный теплоподвод к которым ниже, плоские горизонтальные участки подвергаются более интенсивному теплоподводу ввиду относительно большой площади прожига. Остывание материала на периферии происходит быстрее чем в центре, что приводит к неравномерному тепловому расширению и накоплению внутренних напряжений, которые отрывают деталь от поддерживающих структур.

8. Постобработка мест крепления к платформе

Следует назначать припуск на последующую механическую обработку поверхности детали, за которую будет осуществляться крепление к платформе построения. Минимальный припуск должен составлять 6 слоёв построения. Так, при высоте слоя 25 мкм, минимальный припуск который необходимо назначать составит 150 мкм.

9. Паразитный рост массы

Паразитный рост массы возникает при прохождении лучом лазера граничного слоя и спекании материала соседних слоев порошка, до двух максимальных диаметров частиц порошка. Происходит увеличение габаритов контура детали, для валов в «плюс», для отверстий в «минус». Прочностные характеристики материала, составляющего паразитную массу, не соответствуют прочностным характеристикам основной массы материала, так как фактически отсутствует прямой прожиг слоя, данный материал хорошо поддаётся струйной обработке абразивными частицами (пескоструйной обработке).

Данная особенность накладывает ограничения на минимальный диаметр каналов, так вертикальный канал не должен быть меньше 600 мкм

при размере частиц 60 мкм. Толщина горизонтального канала не должен быть менее 1 мм, рекомендуется выполнять горизонтальные каналы каплевидной формы.

В представленной работе за объект исследования был принят малоразмерный турбореактивный двигатель тягой 100 Н. Рассматриваемый ТРД имеет в своем составе следующие компоненты (Рис. 4): электростартер с обгонной муфтой поз.1, входное устройство поз. 2, центробежный компрессор с лопаточным диффузором и спрямляющим аппаратом поз. 3, прямоточная кольцевая камера сгорания с испарительными форсунками поз. 4 (в большинстве образцов камера имеет запальное устройство, в состав которого входит свеча накаливания и форсунка с отдельным подводом запального топлива), одноступенчатая осевая турбина поз. 5, сопло 6, система подачи топлива поз. 7, система смазки и охлаждения подшипников поз. 8, быстроходные шариковые подшипники качения с керамическими телами вращения поз. 9.

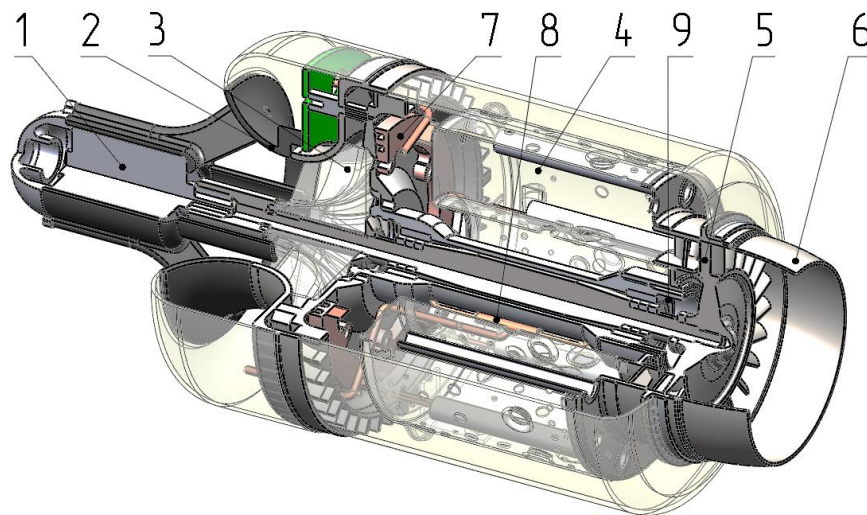


Рис. 4 – ТРД общий вид (1 – электростартер, 2 – входное устройство, 3 – компрессор, 4 – камера сгорания, 5 – турбина, 6 – сопло, 7 – система подачи топлива, 8 – система смазки подшипников, 9 – подшипники)

Подобную конструкцию имеют большинство выпускаемых серийно двигателей таких компаний как JetCat (Германия), PSB Aerospace (Чехия),

ATJ Turbine (Великобритания), AeroDesignWorks (Германия), EvoJet (Германия), AMT Netherlands (Нидерланды).

Основными требованиями к материалам, используемым для изготовления деталей мГТД, являются: стабильность и воспроизводимость механических свойств, жаропрочность и жаростойкость, высокая удельная прочность, сопротивление коррозии, и т. д. [15].

Адаптация геометрически сложных элементов двигательной установки ГТД 100 состояла в полном переходе от отдельных сегментных конструкций к единой, комплексно-интегрированной детали статора.

1. Выбор элементов конструкции

Первым этапом были выявлены элементы конструкции, которые ранее изготавливались поэлементно, объединение которых позволит получить дополнительное преимущество применения АТ. Такими деталями являются: корпус, силовая втулка, диффузор, жаровая труба, сопловой аппарат, каналы основного топлива, канал запального топлива, канал смазки подшипников компрессора, канал смазки подшипника турбины, струйные форсунки.

2. Подбор материала

Все выявленные элементы изготовлены из различных материалов, наиболее теплонагруженными из которых является жаровая труба и сопловой аппарат, выполненные из жаропрочного сплава ПР-08ХН53БМТЮ.

3. Выбор направления и поверхности крепления к подложке

Ориентирование всех деталей должно производиться с учётом роста последующих. Стартовой поверхностью для крепления к платформе может служить верхняя поверхность диффузора или нижняя поверхность соплового аппарата. Оптимальной с точки зрения закрепления с минимальной площадью прожига плоского днища и, соответственно, с минимальной вероятностью отрыва изделия от платформы построения является стартовая поверхность соплового аппарата. Данная поверхность может быть легко обработана за

счёт технологических полок, которые позволяют печатать элемент без дополнительных поддерживающих структур (Рис. 5).

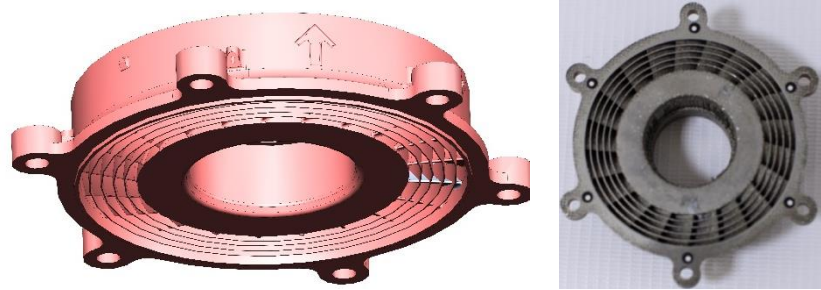


Рис. 5 – Сопловой аппарат с технологическими полками на выходе

Так как контуры проточной части параллельны оси вращения, при постоянной толщине полки, площадь полок по ходу движения газа не меняется. Сопловой аппарат был перепрофилирован по следующим шагам:

- 1) вычислена кольцевая площадь, занимаемая четырьмя полками;
- 2) собрана модель СА с поправкой на площадь полок, определена новая минимальная величина проходного сечения, т. е. горла;
- 3) СА перепрофилирован в соответствии с новой необходимой проходной площадью (Рис. 6). В т. ч. изменено кол-во лопаток с 23 до 19.

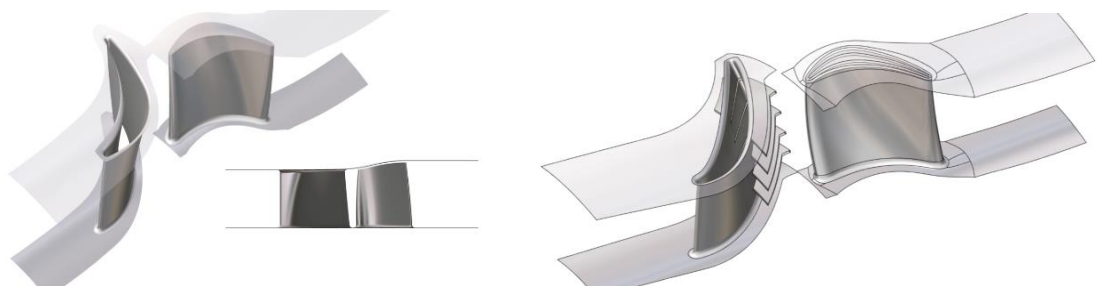


Рис. 6 – Геометрическая модель турбины. СА с и без технологических полок

Параметры работы новой турбины в течение для варианта без полки и варианта с полками представлено в таблице (

Таблица 3). Введение полок не привело к появлению отрывных зон, но полки инициируют профильные потери и появление зон ускорения вблизи передних кромок полок, что и приводит к падению КПД почти на 4 %.

Таблица 3 - Параметры турбин

Вариант	Мощность (кВт)	КПД	$P^*_{\text{вых.}}$ (кПа)	$T^*_{\text{вых.}}$ (К)
1	33,9	0.789	159	977
2	34,7	0.750	146	970

4. Анализ технологических ограничений жаровой трубы

Конструкция жаровой трубы при данной ориентации по направлению построения будет иметь нависающую поверхность в виде плоского днища, данную поверхность необходимо перепрофилировать с углом построения 45° . Такое перепрофилирование существенно влияет на объём первичной и вторичной зоны камеры сгорания, что накладывает повышенные требования к организации процессов горения в данных зонах (Рис. 7 слева).

Отверстия жаровой трубы должны быть переориентированы относительно направления построения в положение капли летящей вниз.

Технологические ограничения не влияют на переориентацию элемента втулка. На рисунке (**Ошибка! Источник ссылки не найден.**) представлен переход от сегментных конструкций к единой сложнопрофильной конструкции, состоящую из элементов: корпус, диффузор, силовая втулка, блок форсунок, топливные магистрали и магистрали смазки.

Далее к конструкции присоединяются сопловой аппарат, жаровая труба, корпус запального устройства.

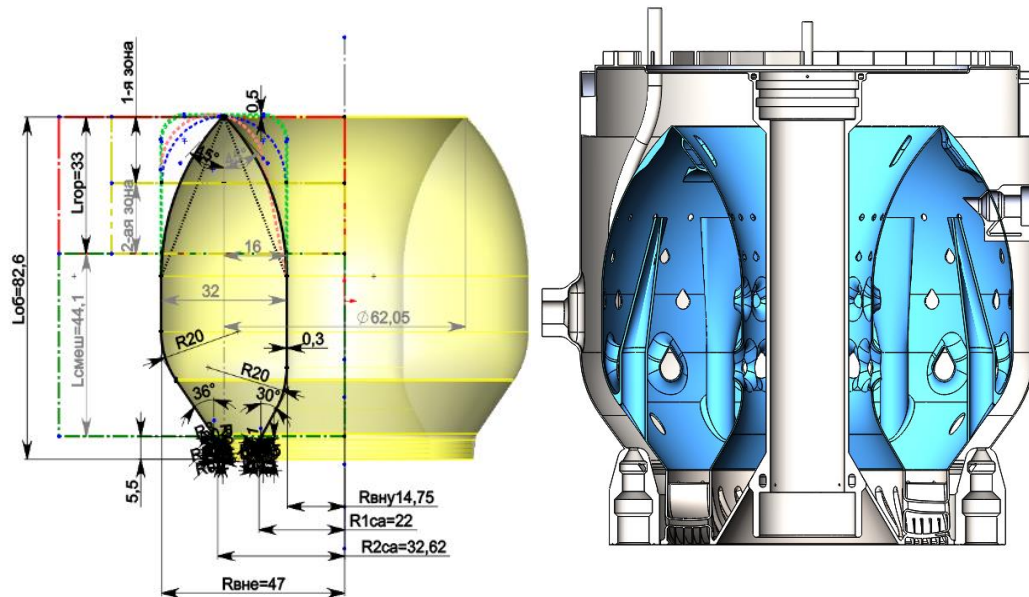
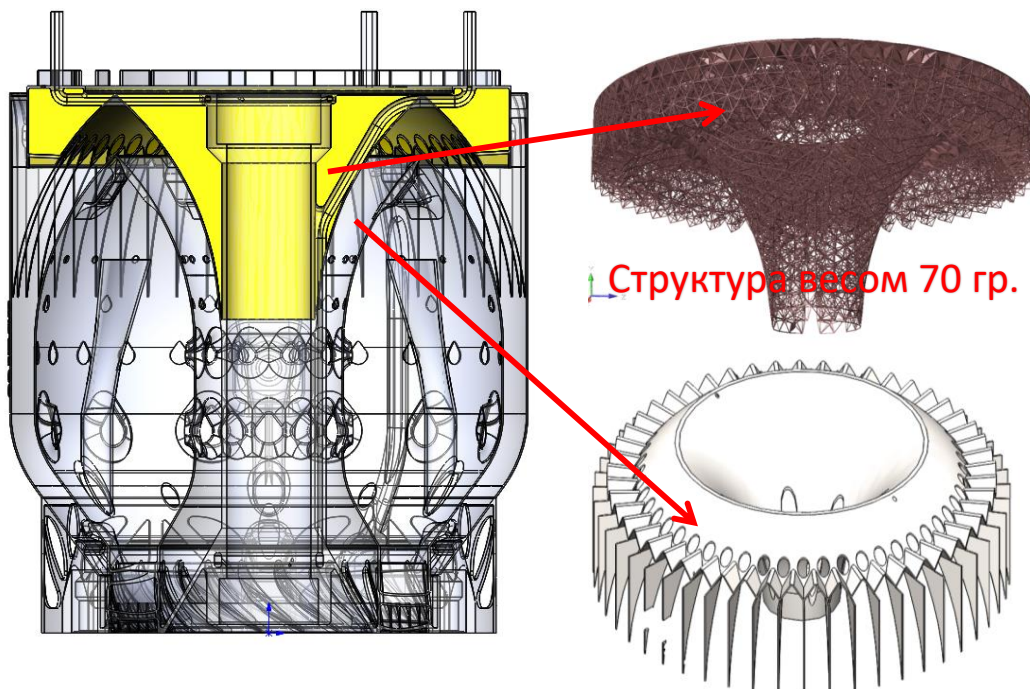


Рис. 7 – Переход к монолитной конструкции:
слева выделен сопловой аппарат, справа выделена жаровая труба

Технологические ограничения не позволяют построить нависающие поверхности диффузора, поэтому в данную конструкцию необходимо добавить неудаляемые поддерживающие структуры (**Ошибка! Источник ссылки не найден.**), в свою очередь неудаляемые поддерживающие структуры опираются на оболочку с технологическими отверстиями для удаления незадействованного металлического порошка (**Ошибка! Источник ссылки не найден.** справа).



Структура весом 70 гр.

Рис. 8 – Адаптация поддерживающей структуры стенки диффузора



Рис. 9 – Фото результат адаптации

На рисунке (Рис. 9) представлен результат адаптации. В результате пошаговой адаптации удалось снизить вес конструкции на 27 %.

Выводы

На сегодняшний момент технологии АТ синтеза на подложке позволяет производить переходе от отдельных сегментных конструкций к единой, комплексно-интегрированной детали статора мГТД, что существенно увеличивает преимущество АТ перед другими технологическими процессами. Полученные 3D-печатью заготовки могут поступать на сборку как готовые детали. Технологические ограничения при комплексной интеграции существенным образом влияет на конструкцию мГТД и процессы внутри него. Все элементы комплексно-интегрированной детали должны быть изготовлены из одного материала, выбор которого обусловлен условиями работы наиболее из теплонагруженных объединяемых элементов.

Список литературы

1. Дорожная карта Аэронет НТИ [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://aeronet.aero/documents/dorozhnaya_karta_aeronet_nti

2. Жданов И.А. Проблемы и перспективы развития микрогазотурбинных двигателей для беспилотных летательных аппаратов / Штаудахер С., Фалалеев С.В. // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета, №3 (27), 2011.
3. Наталевич А.С. Воздушные микротурбины. – 2 изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1979. 192 с.
4. Ланский А.М. Рабочий процесс камер сгорания малоразмерных ГТД / А.М. Ланский, С.В. Лукачев, С.Г. Матвеев. Самара: Изд-во СНЦ РАН, 2009.
5. Осипов И.В. Разработка малоразмерных ГТД различного типа на базе унифицированного газогенератора / Ломазов В.С. // Авиационные двигатели. 2019. №4 (5). С. 11–18.
6. Боровиков Д.А., Ионов А.В., Селиверстов С.Д., Яковлев А.А. Анализ влияния дополнительной осевой ступени компрессора на характеристики малоразмерных турбореактивных двигателей / Труды МАИ. Выпуск № 96.
7. Ткаченко А.Ю., Рыбаков В.Н., Филинов Е.П. и др. Термодинамическое проектирование семейства малоразмерных газотурбинных двигателей. Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение, 2019. № 3. С. 41–53.
8. Филинов Е.П. Методы и средства выбора параметров рабочего процесса и схем малоразмерных турбореактивных двигателей на этапе концептуального проектирования: диссертация кандидата технических наук: 05.07.05 / Филинов Евгений Павлович // Самарский Университет – 2019.
9. Дмитриев Д.К. Анализ персональных микроэнергетических установок с удельной мощностью от 10 до 1000 Вт/кг [Текст] / Д.К. Дмитриев, Д.Г. Кравченко, А.В. Побелянский / «КАЛАШНИКОВСКИЕ ЧТЕНИЯ. V Всероссийская научно-практическая конференция: материалы

конференции» / Институт компьютерных исследований – Ижевск; 2018. С. 152–155.

10. Филинов Е.П. Методы и средства выбора параметров рабочего процесса и схем малоразмерных турбореактивных двигателей на этапе концептуального проектирования: диссертация кандидата технических наук: 05.07.05 / Филинов Евгений Павлович // Самарский Университет – 2019.

11. Бураков А.В. Адаптация технологии 3d-печати и методов топологической оптимизации для создания малорасходных турбокомпрессоров / Левихин А.А., Побелянский А.В., Перминов А.С. // Омский научный вестник. Серия Авиационно-ракетное и энергетическое машиностроение. 2020. Т. 4. № 2. С. 72–84.

12. Бобров А.А. Исследование образцов, полученных методом селективного лазерного плавления на установках отечественного производства / Побелянский А.В. // Молодежь. Техника. Космос. Труды XI Общероссийской молодежной научно-технической конференции. Сер. "Библиотека журнала «Военмех. Вестник БГТУ», № 57" 2019. С. 117–122.

13. Сотов А.В. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук «Разработка методики проектирования технологических процессов изготовления жаровых труб ГТД методом селективного лазерного сплавления». 2018. С. 111–125.

14. Назаров А.П. Разработка технологического процесса изготовления сложнопрофильных деталей из жаропрочного кобальтового сплава методом селективного лазерного плавления.

15. Елисеев Ю.С. Технология производства авиационных газотурбинных двигателей: учебное пособие для вузов / Ю.С. Елисеев, А.Г. Бойцов, В.В. Крымов, Л.А. Хворостухин. М.: Машиностроение, 2003. 512 с.

УДК 629.783

**Разработка композитного сетчатого корпуса малого
космического аппарата, изготавливаемого методом
трехмерной печати**

Глушко Н.А.^{1,2}; Азаров А.В.^{1,2}, к.т.н.; Хазиев А.Р.^{1,2}, к.т.н.;

Колесников В.А.¹, к.т.н.

glushko@anisoprint.com; azarov@anisoprint.com;
khaziev@anisoprint.com; kolesnikov@anisoprint.com

¹ООО «Анизопринт»

²МГТУ им. Н.Э. Баумана

Аннотация:

В работе предлагается подход к проектированию и изготовлению корпуса малого космического аппарата методом 3D-печати изделий из композитных материалов, армированных непрерывными волокнами. Рассмотрены проблемы использования алюминиевых корпусов, а также ограничения, связанные с применением традиционных технологий их изготовления. Показана перспективность использования технологии 3D-печати для производства корпусов малых космических аппаратов

Ключевые слова:

аддитивные технологии, композитные материалы, малый космический аппарат, топологическая оптимизация

Разработка корпуса КА

В настоящее время в ракетно-космической отрасли заметна тенденция к миниатюризации КА и использованию группировок малых спутников вместо одного большого. Это происходит из-за ряда достоинств, которыми обладают малые космические аппараты, среди которых [1]:

- Низкая стоимость разработки и изготовления
- Малый срок разработки и изготовления
- Малая стоимость запуска единичного КА
- Низкая стоимость и простота наземного управляющего пункта
- Снижение риска больших финансовых потерь при гибели МКА в случае аварии ракеты-носителя на старте или участке выведения

Особую популярность среди малых космических аппаратов получили аппараты архитектуры «CubeSat» (модульный принцип построения, один модуль имеет форму куба с размером граней 10 см и массой до 1,33 кг [2]), это обусловлено ценовой доступностью таких аппаратов, а также широким выбором поставляемых компонентов, что позволило многим университетским центрам, а также коммерческим организациям принять участие в космических программах.

На рынке существует множество различных платформ и корпусов для создания аппаратов архитектуры «CubeSat», некоторые из которых представлены на рисунке 1.

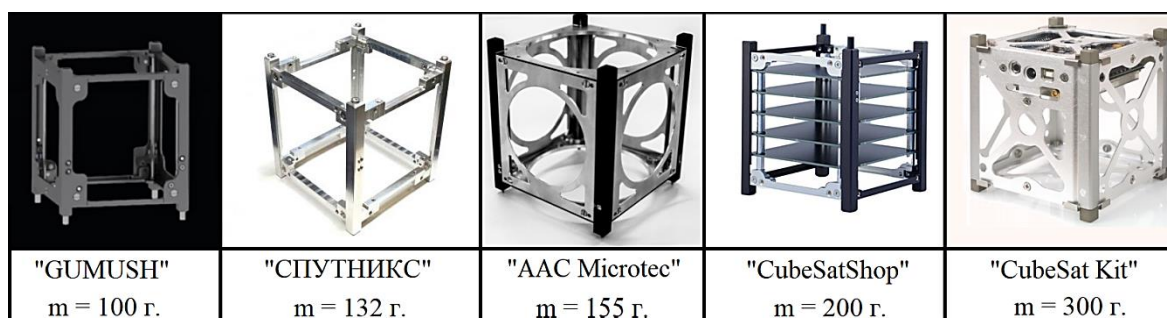


Рис. 1 – Корпуса аппаратов «CubeSat» от поставщиков

Все они изготавливаются из различных марок анодированного алюминия по традиционным технологиям производства. Облегчение веса алюминиевого корпуса требует сложных и дорогостоящих операций механической обработки (фрезерования). При этом, существуют ограничения, накладываемые на массу одного модуля аппарата, поэтому увеличить массу полезной нагрузки можно двумя способами: увеличив модульность аппарата (2U, 3U, 6U и т. д.) или уменьшив массу корпуса аппарата

Уменьшить массу конструкции корпуса можно также двумя методами: использовать материал, который обладает высокими механическими характеристиками, но малой плотностью; или найти более оптимальную структуру корпуса, минимизировав при этом массу. В данной работе были использованы оба метода, что позволило наиболее эффективно выполнить поставленную задачу.

Конструктивно, разрабатываемый корпус состоит из 4-х боковых панелей, соединяемых болтовым соединением и одной верхней, которая закрепляется с помощью пазов в боковых панелях (рис. 2).

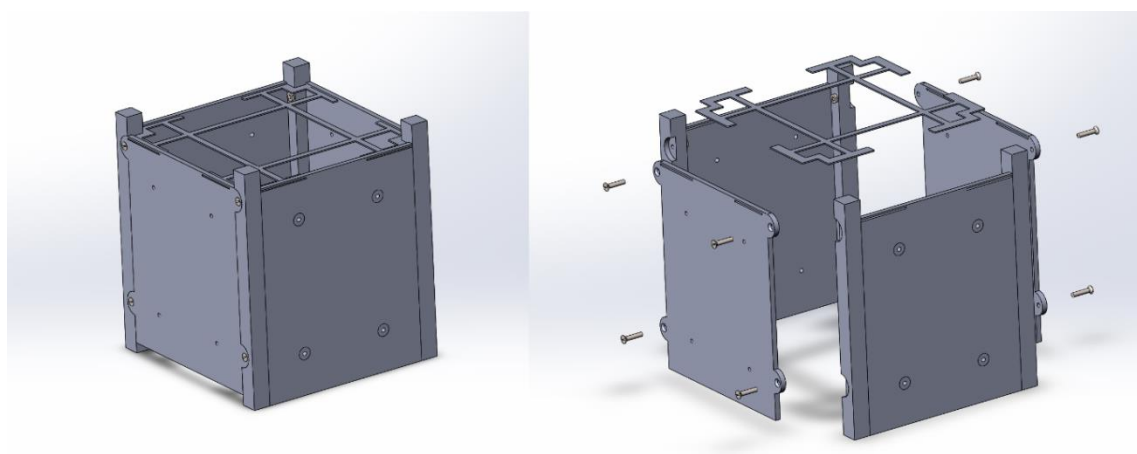


Рис. 2 – Предварительная модель корпуса аппарата

Нижняя панель в конструкции отсутствует, так как проектируемый корпус является одним из модулей 3U кубсата и не нуждается в

промежуточных стенках. При разработке корпуса были учтены требования, предъявляемые к конструкциям аппаратов «CubeSat» [2].

На первом этапе работы был проведен расчет оптимальной конструкции корпуса. За целевую функцию была выбрана масса. Проектируемый аппарат не имеет конкретной полезной нагрузки, и проектируется как универсальный модуль, поэтому в расчете наложены достаточно жесткие ограничения на перемещение полезной нагрузки, приложенной в геометрическом центре аппарата. Также существуют технологические ограничения: минимальная толщина стенки – 0,65 мм [3].

Наибольшие нагрузки аппарат испытывает на этапе выведения. Находясь в диспенсере (устройство, предназначенное для защиты и обеспечения связи с аппаратом на этапе выведения), чаще всего в вертикальном или горизонтальном положении, аппарат воспринимает вибрационное воздействие и большие перегрузки. Численно, в единицах g, среди современных средств выведения максимальные перегрузки возникают на ракете-носителе Протон-М и составляют – 8,125g по продольной оси и 0,625g в поперечных осях ракеты.

Материал всех пяти панелей, из которых состоит корпус – углепластик (непрерывная углеродная нить, пропитанная гибридным связующим), таблице 1 представлены механические характеристики используемого материала [3].

Таблица 1 - Механические характеристики материалов

	Плотность, $\text{кг}/\text{м}^3$	Модуль упругости, ГПа	К-т Пуассона	Модуль сдвига, ГПа	Предел прочности, МПа
Углепластик	1400	64	0,2	0,5	860

Углепластик, полученный методом 3d-печати, является анизотропным материалом. Однако, если принять в расчете, что материал панелей изотропен и его механические характеристики равны механическим

характеристикам углепластика вдоль волокон, то это не внесет большой погрешности в расчет [4].

Все расчеты в данной работе проводились в расчетном модуле OptiStruct программного комплекса Altair Hyperworks. В качестве результата в данном модуле отображается перераспределенная плотность элементов по области оптимизации, удовлетворяющая заданным ограничениям и граничным условиям. Результаты расчетов структуры корпуса наглядно можно увидеть на рисунке 3.

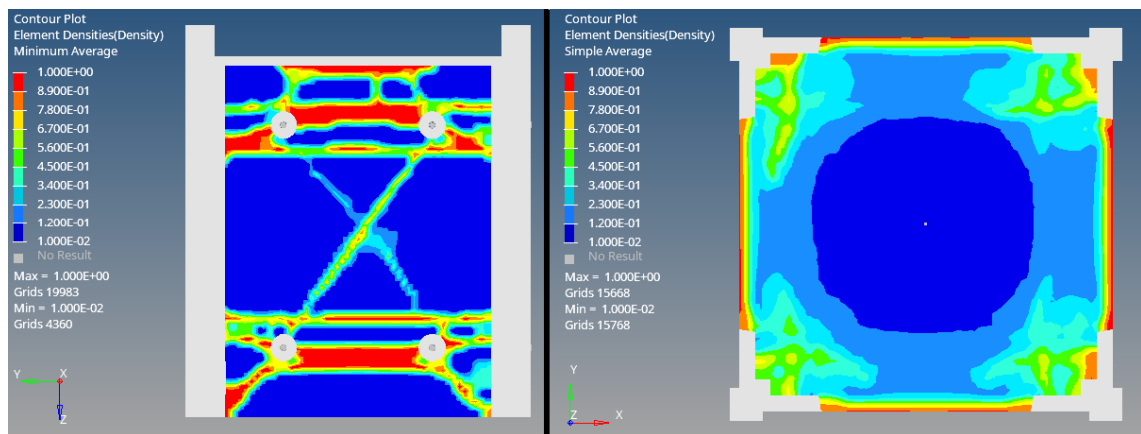


Рис. 3 – Результаты оптимизации боковой и верхней панелей

В соответствии со шкалой плотности элементов, красные области обладают максимальной плотностью, далее, двигаясь по спектру видимого света, плотность элементов уменьшается до минимальной величины (фиолетовая область).

Из рисунка 3 видно, что доработка конфигурации боковой панели после оптимизации не является трудоемкой, однако с верхней панелью дела обстоят иначе. Большая часть верхней панели имеет равномерную плотность распределения элементов, это означает, что напряжения, возникающие в этой панели, малы и распределены равномерно, несмотря на относительную малость толщины этой панели (0,8 мм). По этой причине доработка

конфигурации верхней панели проводилась на основании опыта предыдущих расчетов.

Модели боковой и верхней панелей, а также корпуса аппарата целиком полученные в результате оптимизации корпуса изображены на рисунке 4.

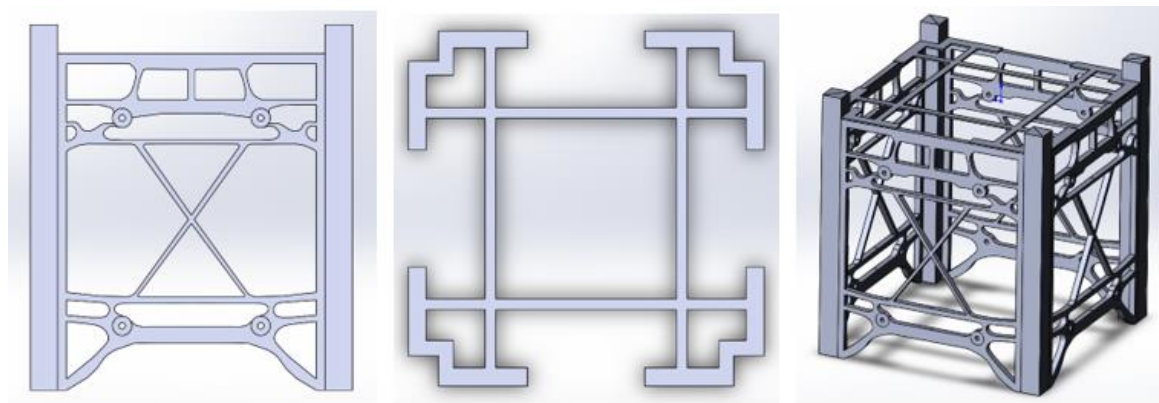


Рис. 4 – Итоговая модель корпуса

Далее для полученной конструкции корпуса были проведены проверочные расчеты на прочность и устойчивость, а также анализ свободных колебаний.

В расчетах корпус был закреплен заделкой по основанию рельс. Также была приложена нагрузка в виде точечной массы, имитирующей полезную нагрузку, по геометрическому центру корпусов. Полезная нагрузка, в соответствии с конструкцией корпуса, закрепляется на аппарате с помощью 4-х отверстий в каждой боковой панели. На этапе выведения диспенсер, в котором находится аппарат может быть закреплен на ракете-носителе в произвольном положении, в расчете рассматривались два наиболее вероятных положения: горизонтальное и вертикальное. Результаты расчетов представлены в таблице 2.

Таблица 2 - Результаты расчетов корпуса

Расчет на прочность		Собственные частоты колебаний, Гц			Расчет на устойчивость
Максимальные напряжения, МПа	К-т запаса прочности	Частота 1	Частота 2	Частота 3	К-т запаса устойчивости
229	3,76	182	729	1018	26,18

Основываясь на полученных результатах (табл. 2), можно сделать вывод о том, что разработанный корпус имеет достаточно большие запасы по прочности и устойчивости, а также высокие собственные частоты колебаний, которые редко возникают в конструкциях на этапах выведения

По результатам проектирования был изготовлен и собран образец-демонстратор корпуса аппарата «CubeSat». Панели, полученные после печати, а также корпус в сборке можно увидеть на рисунке 5.

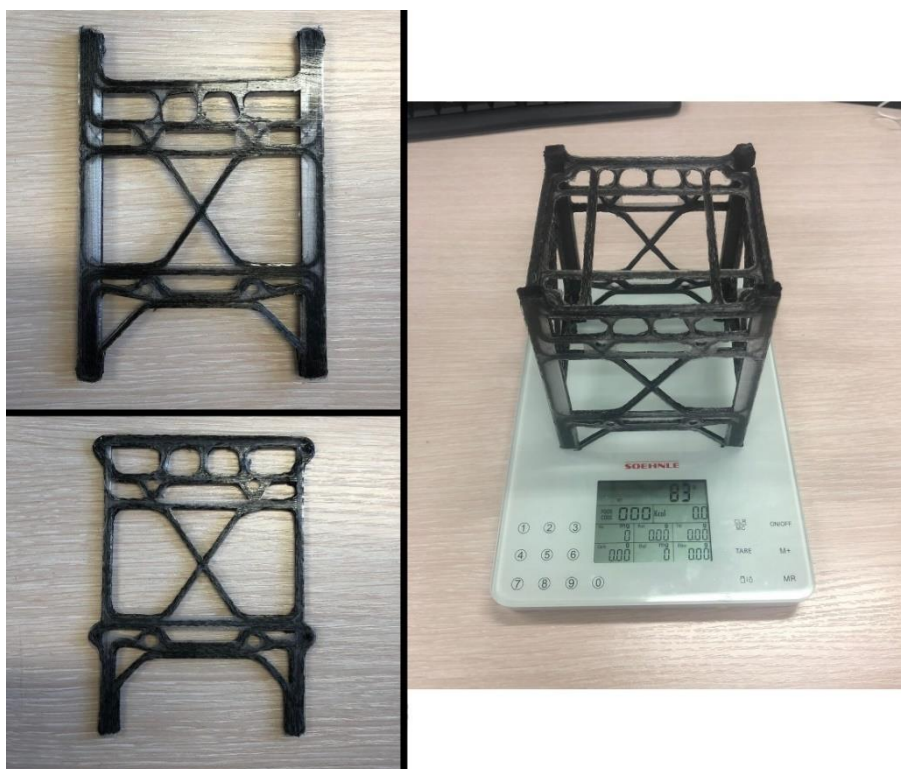


Рис. 5 – Панели и сборка корпуса

Заключение

В процессе работы был предложен вариант конструкции корпуса малого космического аппарата. Корпус был изготовлен методом трехмерной печати изделий из композитных материалов, армированных непрерывными волокнами. Для проектирования конструкции был применен подход топологической оптимизации. Масса изготовленного корпуса составила 83 грамма, что на 34 %, меньше алюминиевого аналога. Предложенный способ изготовления является более простым и дешевым в сравнении с

традиционными методами изготовления алюминиевых элементов конструкций. Разработанный корпус был получен в три этапа: 3d-печать, косметическая механическая обработка и сборка. Технология производства алюминиевых корпусов сложнее, требуется значительная механическая обработка, а также электрохимическое анодирование.

Список литературы

1. Основы компоновки бортового оборудования космических аппаратов: учебное пособие / А.В. Туманов [и др.]. – 3-е изд, испр. Москва: Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2018. 572 с.
2. Jordi, P. CubeSat Design Specification Rev. 13 The CubeSat Program. – URL: <https://www.cubesat.org/resources> (дата обращения: 12.10.2019).
3. Официальный сайт компании «Anisoprint». URL: <https://anisoprint.com> (дата обращения: 01.06.2020).
4. Høglund, R., Smith, D.E. Non-isotropic material distribution topology optimization for fused deposition modeling products. In: Symposium of 2015 Annual International Solid Freeform Fabrication, Austin, TX, USA, 2015, pp. 888–903.

УДК 621.78

Перспективные технологии повышения конструктивной прочности элементов конструкции авиационной техники с использованием обработки пульсирующими газовыми потоками

Иванов Д.А., к.т.н.; Колосков А.А.

ivanov.denis.71@mail.ru

koloskov16@gmail.com

Санкт-Петербургский государственный университет гражданской авиации

Аннотация:

В данной статье представлены результаты исследования изменения механических свойств металлических конструктивных элементов авиационной техники при воздействии нестационарных воздушных потоков и разработки технологий повышения конструктивной прочности с использованием обработки пульсирующими газовыми потоками.

Ключевые слова:

механические свойства, элементы конструкции, воздушный поток

Введение

Истоки неисправностей элементов конструкции воздушных судов и аэродромной техники, снижающие эффективность эксплуатации воздушного транспорта заключаются в недостаточной надёжности элементов конструкции, связанной с несовершенством используемых методов повышения их конструктивной прочности, механических и эксплуатационных свойств [1–6].

Повышение эффективности и безопасности авиаперевозок может быть реализовано посредством повышения конструктивной прочности, надёжности, долговечности технических элементов транспортной системы с использованием новейших технологий, направленных на управление готовностью технических средств, увеличение наработки на отказ, коэффициента технического использования времени, а также разработки мер по оптимизации сроков профилактических проверок и ремонтов за счёт учёта фактора влияния внешней среды на элементы конструкции воздушных судов и аэродромной техники, оборудования и механизмов при прогнозировании технического состояния.

При взаимодействии пульсирующего газового потока с преградой, в последней могут возникать и распространяться механические волны. Интенсивность любой механической волны в процессе ее распространения уменьшается вследствие поглощения. Поглощение колебаний, связанное как с вязкостью, так и с теплопроводностью, в большинстве случаев увеличивается пропорционально квадрату частоты. Таким образом, высокочастотные колебания поглощаются существенно интенсивнее, в сравнении с обладающими низкой частотой.

Механизм поглощения колебаний вследствие теплопроводности и вязкости, наблюдающийся для газов и жидкостей, характерен и для твердых тел. Вместе с тем в твердых телах к нему добавляются новые механизмы поглощения. Они связаны с дефектами структуры твердых тел. Благодаря

тому, что поликристаллические твердые материалы состоят из большого числа мелких кристаллитов (зёрен), при прохождении механической волны в них возникают деформации, приводящие к поглощению энергии. Колебания рассеиваются и на границах кристаллитов.

Кроме того, даже в монокристаллах имеются дефекты, такие, как дислокации, представляющие собой линейные дефекты – локализованные искажения кристаллической решетки, вызывающие нарушения согласования атомных плоскостей. Эти дефекты также способствуют в поглощению колебаний. Когда механическая волна вызывает колебания атомов, дислокации смещаются, а затем возвращаются в исходное положение, рассеивая энергию вследствие внутреннего трения. В случае низких температур, которые, в том числе, могут быть достигнуты при расширении газовой струи, дислокации застывают в фиксированном положении, не смещаются и не преобразуют энергию колебаний в теплоту.

Плотность дислокаций определяет механические свойства металлического материала, а стало быть и изделия из него. Воздействуя на дислокационную структуру, механические волны, генерируемые пульсациями газового потока, способны оказывать влияние на конструктивную прочность металлических материалов.

Эффективность воздействия пульсирующих струй газа на конструктивную прочность металлических материалов зависит не только от продолжительности обдува и энергии импульсов газа, но и от частоты этих импульсов. Если частота импульсов близка к частоте собственных (свободных) колебаний обдуваемого металлического изделия, возможен резонанс и значительный рост воздействующих на металл импульсов, что может способствовать интенсификации процессов дислокационной перестройки структуры металлического материала и изменению его механических свойств. Поэтому перед обдувом изделия необходимо оценить его собственную частоту колебаний и подобрать режим истечения

пульсирующей струи газа, при котором её амплитудно-частотная характеристика содержит дискретную компоненту звукового давления, значительно превышающую уровень сплошной составляющей на частоте, близкой к частоте собственных колебаний изделия.

Частоту собственных колебаний предметов простой формы, закреплённых тем или иным способом и выводимых из положения равновесия набегающим на предмет потоком газа (внешняя возмущающая сила) можно оценить по известной формуле механики

$$f_0 = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{C}{m}}$$

где f_0 – частота собственных колебаний тела, Гц; m – масса тела, кг; C – жесткость тела Н/м.

Последняя величина зависит от вида упругой деформации, которой подвержено обдуваемое тело: растяжение (сжатие); срез; изгиб; кручение.

Для тел простой формы типа стержней длиной l и площадью поперечного сечения S жесткость можно определить по формулам, полученным из зависимостей величин упругих деформаций от нагрузки.

Мерой жесткости при упругом растяжении (сжатии), соответствующем продольному обтеканию стержня, является площадь поперечного сечения стержня и его длина l . В этом случае $C = ES/l$, где E – модуль Юнга, Па, определяемый видом материала.

В случае изгиба жесткость стержня зависит не только от площади поперечного сечения и его длины, но и осевого момента инерции сечения относительно изгибаемой оси J .

Мерой жесткости в этом случае является произведение момента инерции J на модуль Юнга E и жесткость при изгибе $C = kEJ/l^3$.

Безразмерный коэффициент k зависит от способа закрепления стержня и прилагаемой нагрузки.

В случае равномерно распределённой нагрузки по длине стержня для консоли, обдуваемой поперечным потоком

$$k=8$$

а для обдуваемого поперечным потоком стержня, закрепленного концами

$$k \approx 77$$

Если обдуваемое тело имеет сложную форму, его можно разбить на n простых тел и определить собственную частоту тела из соотношения

$$\frac{1}{f_0} = \sum_{i=1}^n \frac{1}{f_{0i}}$$

где f_{0i} – собственная частота колебаний i -й составляющей тела.

Знание собственной частоты колебаний обтекаемого тела всегда полезно. Это величина, к которой надо стремиться, чтобы ускорить процесс упрочнения, или избегать её, чтобы не вызвать вибрации изделия и его разрушение. При исследовании влияния воздействия пульсирующего газового потока на металлические изделия исходили из предположения, что генерируемые им в изделии импульсные механические волны повышают подвижность дислокаций и способствуют благоприятному для механических свойств их перераспределению. При натекании на жестко закреплённое металлическое тело дозвукового потока воздуха все его части и составляющие приходят в движение. Головная часть, обращённая к газовому потоку, упруго деформируется. При этом упругая деформация волнообразно передаётся всем частицам (зёрнам, субзёрнам, блокам) и практически мгновенно распространяется на весь объём тела, так как скорость распространения продольных упругих волн в металле составляет 5-6 км/с, значительно превышая скорость звука в воздухе.

Если поток воздуха стационарный (его параметры не меняются во времени) то устанавливается статическое равновесие между возмущающей силой F , с которой поток действует на головную часть тела, и возвращающей силой упругости тела F_y , т. е. $F = F_y$

При этом величина силы F пропорциональна скоростному напору струи воздуха и площади миделя обдуваемого тела (проекции тела на плоскость, перпендикулярную набегающему потоку воздуха). То есть

$$F = \rho v^2 S$$

где ρ – плотность воздуха кг/м³.

Её можно условно считать постоянной, так как газ при скоростях меньше половины скорости звука рассматривается как несжимаемый, а скорость воздуха при обдуве, в основном, не превышает 30 м/с (на порядок меньше скорости звука).

Таким образом: $\rho = 1,23$ кг/м³ (нормальные условия); v – скорость потока, м/с (не превышает 30 м/с); S – площадь миделя, м².

Величина возвращающей силы F_y равна произведению жесткости тела C на его деформацию Δl ,

где l – характерный размер тела вдоль потока.

$$\text{Т. е. } F = F_y = C \Delta l$$

и $\Delta l = F/C$ – статическая упругая деформация тела.

$$\Delta l = \frac{\rho v^2 S}{C} = \Delta_{\text{ст}}$$

В процессе прохождения упругих волн по твёрдому металлическому телу, все частицы, составляющие его структуру (зёрна, субзёрна, блоки) смещаются в направлении деформации тела.

Упругая деформация тела Δl при воздействии низкоскоростной струи воздуха невелика и составляет доли микрон, поэтому смещения зёрен, субзёрен и блоков малы. Малы и смещения приграничных атомов. А так как внешняя сила, вызывающая упругую деформацию твёрдого тела не меняется во времени, устанавливается статическое равновесие всех частей тела, которое сохраняется неизменным, пока на тело натекает стационарный поток воздуха.

Картина меняется, когда поток воздуха пульсирует и его параметры, в первую очередь скорость, периодически изменяются во времени с циклической частотой $\omega = 2\pi f$. При этом любой параметр потока, пульсирующего с частотой ω , можно представить в виде суммы его неизменного значения и пульсационной составляющей, которая меняется во времени по гармоническому закону.

То есть мгновенное значение скорости складывается из её среднего значения v и пульсационной составляющей $v(t) = v_0 \cos \omega t$,

Где v_0 – амплитуда пульсационной составляющей скорости, модуль которой не превышает половины среднего значения скорости.

Аналогично, мгновенное значение силы, действующей на тело со стороны пульсирующего воздушного потока, складывается из её среднего значения $F = \rho v^2 S$ и пульсационной составляющей $F(t) = F_0 \cos \omega t$, где $F_0 = \rho v_0^2 S$ не превышает четверти среднего значения F .

Благодаря пульсационной составляющей силы всё тело и каждая его частица совершают колебания относительно своего положения равновесия, приобретенного за счёт действия постоянного среднего значения силы.

При этом амплитуда смещения колеблющихся частиц относительно положения равновесий определяется не только величиной амплитуды пульсационной составляющей силы, но и циклической (круговой) частоты колебаний.

Очевидно, при отсутствии колебаний или малых значений ω амплитуда будет равна статическому смещению Δ_0 от силы F_0 , а полное смещение

$$\Delta_{\text{ст}} = \Delta \pm \Delta_0, \text{ где } \Delta = F/C \text{ и } \Delta_0 = F_0/C$$

Если частота колебаний ω достаточно велика, амплитуда смещения будет расти от Δ_0 , до ∞ , по мере приближения частоты внешней силы к частоте собственных колебаний системы ω_0 . Введя коэффициент вибрации

K_B , зависящий от ω/ω_0 можно представить амплитудное значение смещения, как произведение K_B на Δ_0 , то есть

$$A = \Delta_{\text{динамич.}} = K_B \Delta_0$$

Выражение для коэффициента вибрации можно найти, воспользовавшись основным законом динамики, в соответствии с которым произведение массы тела на его ускорение равно сумме действующих сил.

Для вынужденных колебаний это неоднородное дифференциальное уравнение второго порядка для определения смещения (деформации)

$$\frac{d^2x}{dt^2} + 2\beta \frac{dx}{dt} + \omega_0^2 x = \frac{F_0}{M} \cos \omega t$$

здесь β – коэффициент затухания, M – масса тела, кг.

Решение ищем в виде

$x = A \cos(\omega t - \varphi)$, A – амплитуда смещения.

Здесь

$$A = \frac{F_0}{M} \frac{1}{\sqrt{(\omega_0^2 - \omega^2)^2 + 4\beta^2 \omega^2}}$$

Полагая, что затухания колебаний нет, то есть $\beta = 0$, имеем

$$A = \frac{F_0}{M} \frac{1}{\omega_0^2 - \omega^2}$$

Но

$$\frac{F_0}{M} = \frac{F_0}{C} \frac{C}{M}$$

где

$$\frac{F_0}{C} = \Delta_0$$

и

$$\frac{C}{M} = \omega_0^2$$

То есть

$$A = \Delta_0 \frac{\omega_0^2}{\omega_0^2 - \omega^2} = \Delta_0 \frac{1}{1 - (\frac{\omega}{\omega_0})^2} = \Delta_0 K_B$$

И коэффициент вибрации

$$K_B = \frac{1}{1 - (\frac{\omega}{\omega_0})^2}$$

безразмерная величина.

Таким образом, амплитуда смещения, равная

$$A = \Delta_{\text{динамич.}} = \Delta_0 K_B$$

зависит от отношения частот

$$\frac{\omega}{\omega_0}$$

и изменяется от Δ_0 при $\omega = 0$ до бесконечности при $\omega = \omega_0$, когда наступает явление резонанса.

В действительности возрастание амплитуды ограничивается внутренним трением, но может достигнуть значительных величин.

Таким образом пульсирующий поток выводит систему из равновесия и заставляет колебаться частицы тела с частотой ω и амплитудой, зависящей от отношения частоты внешней силы и собственных колебаний частицы. Не оказывая существенного влияния на форму и размеры структурных составляющих обдуваемого металлического тела, пульсирующий поток возмущает их приграничные области, выводя дислокации, которые содержат границы зёрен, субзёрен и блоков из состояния равновесия, заставляя их двигаться, взаимодействуя друг с другом и стремясь занять положение, соответствующее минимальному значению свободной энергии.

Анализ полученных результатов позволяет сказать, что эффект воздействия пульсирующего потока возрастает при расположении тела относительно набегающего потока так, чтобы площадь миделя была максимальна (консольное крепление). Следует также использовать частоту

колебаний внешнего потока, приближенную к частоте собственных колебаний системы для увеличения амплитуды колебаний частиц обдуваемого им тела.

Расчёты коэффициента вибрации в зависимости от частоты пульсаций параметров струи воздуха указывают на то, что при частотах, не превышающих половины частоты собственных колебаний системы коэффициент вибрации мало отличается от единицы и амплитуда колебаний может быть принята равной

$$\Delta_0 = \frac{F_0}{C}$$

Лишь при околорезонансных частотах, когда отношение частот ω/ω_0 равно 0,95 коэффициент вибрации достигает десяти, а при $\omega/\omega_0 = 0,995$ он будет равен ста. Следует также учитывать, что величина Δ_0 является статическим отклонением всего тела от положения равновесия, а для зёрен, субзёрен и блоков величины статических отклонений частиц обдуваемого тела меньше Δ_0 во столько раз, во сколько раз меньше размер частиц по сравнению с характерным размером тела. Эффект от обработки изделий пульсирующим газовым потоком во многом определяется величиной амплитуды колебаний соседних частиц (зёрен, субзёрен, блоков). Колебаясь, как ранее отмечалось, без изменения своих размеров и конфигурации, эти частицы подводят к приграничным атомам в составе дислокаций дополнительную кинетическую энергию, посредством которой ускоряется перемещение точечных дефектов и создаются условия для перераспределения дислокаций и изменения их плотности.

При этом происходит изменение тонкой структуры границ зёрен, субзёрен и блоков, не сопровождающаяся изменением микроструктуры. Из-за перемещения атомов уменьшается количество точечных дефектов, в основном вакансий. Происходит отрыв дислокаций от мест закрепления и их движение, аннигиляция дислокаций разных знаков, уменьшающая их

количество. Осуществляется переползание дислокаций, непосредственно связанное с процессом релаксации остаточных напряжений. Для интенсификации процесса перераспределения атомов, составляющих границы зёрен и сокращения времени обработки пульсирующим газовым потоком необходимо, чтобы амплитуда колебаний зёрен превышала определённую величину, зависящую от межатомного расстояния, в качестве которой примем одну десятую этого расстояния. Это позволяет оценить значение круговой частоты пульсаций струи воздуха, при которой выполняется данное условие и определить оптимальную частоту пульсаций воздушного потока, натекающего на изделие, закреплённое тем или иным способом, ω_0 которого известно для конкретного материала.

Например, для стандартного ударного образца из углеродистой стали, закреплённого консольно и расположенного вдоль потока воздуха, натекающего на свободный торец образца перпендикулярно его плоскости, $\omega_{\text{опт}} \approx 0,975\omega_0$ ($K_B = 22$).

Так как $\omega = 2\pi f$

$$f_0 = \frac{9,1 \cdot 10^4}{6,28} = 1,5 \cdot 10^4 \text{ Гц} = 15 \text{ кГц}$$

$$f_{\text{опт}} = K_B \cdot f_0 = 0,975 \cdot 15 \cdot 10^3 = 14,4 \cdot 10^3 \text{ Гц} = 14,4 \text{ кГц}$$

Гармоники на подобных частотах наблюдаются практически при любых дозвуковых скоростях пульсирующего газового потока.

Как показывают расчёты, для небольших деталей частота собственных колебаний системы достаточно велика (около десяти килогерц), а значит, для резонанса необходима такая же частота пульсаций f .

Однако на практике результат достигается и при меньших значениях f , если f_0 им кратно. При этом $f_i = f_0/2^i$, где $i = 0, 1, 2$ и т. д.

Поэтому даже при частоте менее килогерца можно получить желаемый эффект. При этом продолжительность обдува несколько возрастает, так как

амплитуда колебаний при кратных частотах возрастает не столь интенсивно в сравнении с f_0 .

Подтверждением существования ряда рабочих частот, при которых происходит рост амплитуды колебаний, служат полученные амплитудно-частотные характеристики пульсирующих газовых струй. Необходимая для повышения требуемых механических свойств продолжительность обработки изделий пульсирующим газовым потоком во многом зависит от частоты колебаний его параметров. Время такой обработки минимально при частоте колебаний газовой струи, равной частоте собственных колебаний обдуваемого объекта, когда имеет место резонанс, что было подтверждено экспериментально. При частотах, отличных от резонансной частоты f_p требуемое время газоимпульсной обработки увеличивается.

На основе обобщения полученных экспериментальных данных установлено, что в первом приближении требуемое время обдува можно определить по эмпирической формуле:

$$\bar{\tau} = 2 - 2/\bar{f} + 1/\bar{f}^2 \quad (*),$$

где $\bar{\tau} = \tau/\tau_p$, $\bar{f} = f/f_p$, $\tau_p = 5-7$ минут и обратно пропорциональна скорости потока, натекающего на изделие, $f_p = f_0 = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{C}{M}}$, Гц.

График зависимости относительного времени обдува от относительной частоты колебаний газового потока, или $\bar{\tau} = f(\bar{f})$ приведен на рисунке.

Это кривая третьего порядка с двумя асимптотами: $\bar{f} = 0$; $\bar{\tau} = 2$ и точкой перегиба: $\bar{f} = 1,5$; $\bar{\tau} = 1,12$

При $\bar{f} \geq 0,3$ формула (*) обеспечивает хорошие совпадения с экспериментальными результатами. При $\bar{f} < 0,3$ требуемая продолжительность обдува резко возрастает. При $f > f_p$ $\bar{\tau}$ не превышает 2.

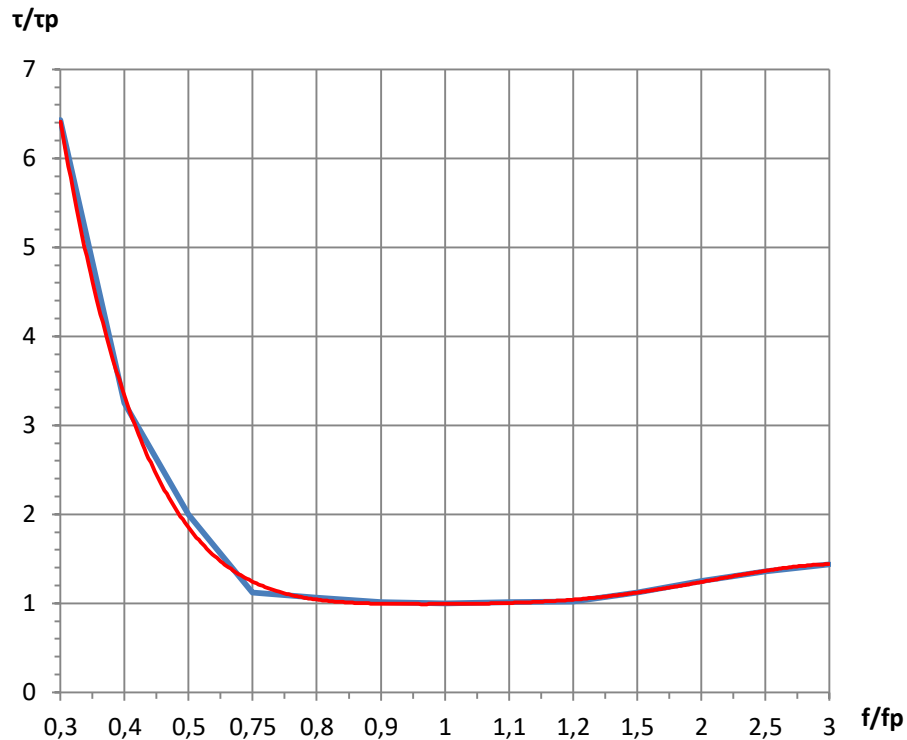


График зависимости относительного времени газои́мпульсной обработки, обеспечивающего требуемые механические свойства от относительной частоты колебаний газового потока

Также экспериментально установлена опасная продолжительность воздействия нестационарных воздушных потоков на элементы конструкции воздушных судов авиационных транспортных средств при частотах их колебаний, близких к резонансным, а также кратных резонансным, которые могут возникать, к примеру, при выбеге двигателя. Результаты исследования обеспечивают повышение точности прогноза технического состояния при эксплуатации воздушных судов. При натекании нестационарных дозвуковых воздушных потоков, изделия, в том числе корпусные, подвергается комбинированному воздействию пульсаций газового потока и звуковых колебаний тех же частот, усиливающих воздействие механических волн, генерируемых газовыми импульсами при взаимодействии с поверхностью изделия на структуру материала, напряженное состояние, положение и подвижность дислокаций за счет резонансного эффекта. Если продолжительное воздействие нестационарных дозвуковых воздушных

потоков оказывает негативное воздействие на параметры надёжности элементов конструкции авиационной техники, то кратковременная газоимпульсная обработка наоборот, может способствовать повышению механических и эксплуатационных свойств.

Экспериментально установлено, что дискретная газоимпульсная обработка элемента конструкции воздушного судна той же суммарной продолжительности, что и непрерывная, обеспечивает аналогичный технический результат, то есть эффект от воздействия нестационарных воздушных потоков накапливается структурой материала.

Список литературы

1. Иванов Д.А. Повышение конструктивной прочности материалов за счёт воздействия пульсирующих дозвуковых низкочастотных газовых потоков. Монография. – СПб.: Изд-во СПбГУСЭ, 2008. – 123 с.

2. Булычев А.В., Иванов Д.А. Воздействие газоимпульсной обработки на структуру, свойства и напряженное состояние металлических изделий // Технология металлов. – 2013. – №11. – С. 30–33.

3. Иванов Д.А., Засухин О.Н. Использование пульсирующего дозвукового газового потока для повышения эксплуатационных свойств металлических изделий // Технология металлов. – 2015. – № 1. – С. 34–38.

4. Иванов Д.А., Засухин О.Н. Повышение коррозионной стойкости конструкционных сталей газоимпульсной обработкой // Технология металлов. – 2015. – №10. – С. 27–31.

5. Иванов Д.А., Засухин О.Н. Газоимпульсная обработка закалённых сталей // Технология металлов. – 2017. – №6. – С. 17–22.

6. Иванов Д.А., Засухин О.Н. Повышение конструктивной прочности машиностроительных материалов в результате сочетания термической и газоимпульсной обработки // Двигателестроение. – 2012. – №3. – С. 12–15.

УДК 621.396.69

Исследование возможности применения аддитивной 3D-технологии для проектирования печатных узлов электронных средств

Глухов П.А.; Дао Ань Куан; Увайсов С.У., д.т.н.; Черновверская В.В., к.т.н.

shadetai@gmail.com

khanhmtak45@gmail.com

uvaysov@yandex.ru

v_chernoverskaya@mail.ru

РТУ МИРЭА

Аннотация:

Представленная работа посвящена изучению возможностей применения аддитивных 3D-технологий печати для задач разработки печатных плат и узлов электронных средств.

Ключевые слова:

аддитивные технологии, 3D-принтер, печать электронных компонентов, печатная плата

В последние годы аддитивные технологии все чаще применяются в различных отраслях промышленности. Начавшись с идеи для творческой реализации индивидуальных проектов, технология 3D-печати активно развивалась, находя все более профессиональные сферы реализации. Сейчас никого не удивляет факт применения технологии 3D-печати в точном приборостроении, машиностроении, строительстве, производстве электроники. В 2015 году данная технология была впервые применена и в производстве печатных плат. Пока речь идет не о промышленном серийном выпуске печатных узлов, а, скорее, о создании прототипа для научно-практических задач.

Внедрение аддитивной 3D-технологии в процесс разработки электронных средств позволило ускорить создание прототипа или опытного образца, поскольку теперь появилась возможность «напечатать» его на специализированном 3D-принтере непосредственно в конструкторском бюро, не прибегая к традиционному технологическому процессу производства, когда при необходимости внесения конструктивных изменений или исправления допущенных ошибок, нужно было повторить все заново.

На сегодняшний день существует несколько направлений развития 3D-технологий для производства печатных плат [2, 3]. Технология, которой посвящено данное исследование, представляет собой симбиоз трех составляющих: 3D-принтера с двумя печатающими головками; токопроводящих и токонепроводящих чернил; специального программного обеспечения, позволяющего принтеру воспринимать стандартные файлы Gerber и Excellon и задавать толщину печатаемого слоя.

Основные элементы принтера – это две печатающие головки и две системы отверждения. Печатающая головка для нанесения токопроводящих чернил дополнена инфракрасной системой спекания, а для отверждения токонепроводящих чернил используется УФ-система отверждения. Диаметр капли диэлектрика составляет 3 мкм, а токопроводящих чернил – 0,3 мкм,

что позволяет изготавливать прецизионные платы до 5-го класса точности с параметром проводник/зазор 100/100 мкм. Минимальная толщина слоя – 10 мкм, а максимальная – 3 мм. По данной технологии можно создавать платы, содержащие сквозные металлизированные отверстия диаметрами от 0,4 мм и выше. Заполненные токопроводящей пастой отверстия имеют диаметр от 0,2 мм и выше. Также можно сделать сквозные неметаллизированные, глухие и скрытые отверстия. Максимальный габаритный размер печатной платы, изготавливаемой на принтере, составляет 200×200×3 мм, причем плата не обязательно должна быть плоской. Применение аддитивной технологии позволяет изготавливать многослойные 3D-MID-изделия, открывая новые возможности для конструкторов.

Применяемый диэлектрик по электрическим параметрам и основным механическим характеристикам близок FR-4. Диэлектрическая проницаемость (D_k) применяемого полимера равна 3,2 при 1 МГц и 2,9 при 1 ГГц. Температура декомпозиции (T_{d2} , T_{d5}) 2 % - 341 °С, 5% - 376 °С. Основное текущее ограничение материала – максимальная температура пайки, которая составляет 140 градусов.

Проводящий слой – токопроводящая паста с контролируемым содержанием и размером серебряных наночастиц. Проводимость токопроводящих чернил на текущий момент в 2 раза уступает меди.

Время, затрачиваемое на создание многослойной печатной платы может варьироваться от 3-х до 20-ти часов в зависимости от толщины платы и объема токопроводящих чернил. Технология дает возможность уменьшить массогабаритные характеристики плат, сократить длину линий связи, обеспечить эффективный теплоотвод и защиту от влаги, решить вопросы по электромагнитному экранированию, а также увеличивать механическую прочность плат [1].

Исследование

Данная работа посвящена изучению возможностей использования аддитивной 3D-технологии для разработки объемных печатных узлов. Поскольку новая технология является мало изученной, исследование проводится в условиях отсутствия экспериментально накопленной информации о значениях параметров, характеристик, свойств разрабатываемых узлов. В данной ситуации для проведения исследования было принято решение использовать инструментальный моделирования. В среде SolidWorks была разработана модель печатного узла с размещенным внутри SMD-резистором. Были проанализированы тепловые режимы модели с учетом дифференцированных значений выделяемой мощности и рабочих температур.

Исходные данные для моделирования:

1) габаритные размеры SMD-резистора типоразмера 2512 представлены на рис. 1.

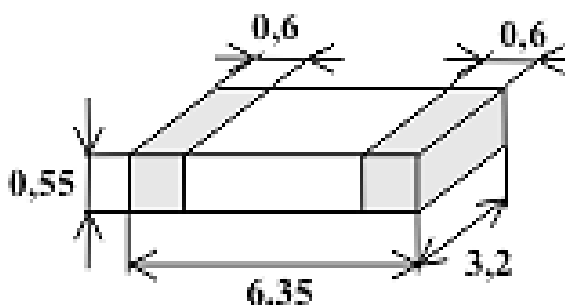


Рис. 1 – Габаритные размеры исследуемого SMD-резистора типоразмера 2512

Технические характеристики SMD-резистора:

- Номинальная мощность резистора 2512 при 70 °С.....1.0 Вт
- Рабочее напряжение резистора 2512.....200 В
- Максимальное напряжение резистора 2512.....400 В
- Диапазон рабочих температур резистора 2512.....-55° +125 °С
- Температурный коэффициент сопротивления.....100 ppm/°С

2) характеристики материала диэлектрика (аналог FR4), указанные в техническом руководстве к 3D-принтеру:

- Температура декомпозиции (T_{d2} , T_{d5}).....341 °C (2 %), 376 °C (5 %);
- Диэлектрическая константа D_k3,2 (1 МГц), 2,9 (1 ГГц);
- Тангенс угла диэлектрических потерь D_f ...0,02(1 МГц), 0,02 (1 ГГц);
- Температура стеклования T_g135 °C;
- Максимальная рабочая температура T_{max}130 °C;

3) характеристики токопроводящего материала (серебро, Ag):

- удельное электрическое сопротивление ρ 0,016 мкОм·м;
- предел прочности при растяжении σ_p 200 МПа;
- относительное удлинение при разрыве $\Delta l/l$ 50 %;
- диаметр проводника, d_{min}20 мкм;
- Электропроводимость.....в 2 раза ниже, чем у меди;
- Теплопроводность.....418 Вт/м·°C;
- Теплоемкость.....234 Дж/(кг·°C).

Кроме перечисленных характеристик, при моделировании были рассмотрены различные варианты размещения SMD-резистора в объеме диэлектрика. Варианты размещения приведены на рис. 2.

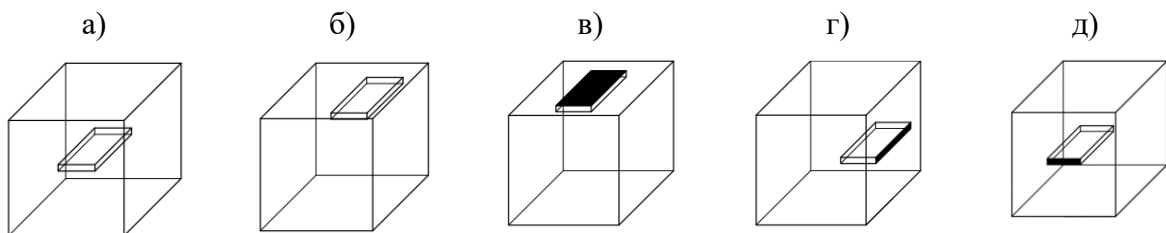


Рис. 2 – Варианты размещения SMD-резистора в объеме диэлектрика:

- а) в центре диэлектрика с габаритными размерами 10×10×10 мм;
- б) вблизи поверхности, на расстоянии 1 мм от ближайших краев;
- в) верхняя сторона резистора граничит с воздушной средой;
- г) длинная торцевая сторона резистора граничит с воздушной средой;
- д) короткая торцевая сторона резистора граничит с воздушной средой

На первом этапе для определения рабочих режимов, обеспечивающих стабильное функционирование узла, изучались температурные характеристики модели в зависимости от значений выделяемой мощности и различных вариантов размещения SMD-элемента. В соответствии с техническими требованиями, необходимо было обеспечить такой рабочий режим, когда $T_{\max} \leq 125^\circ\text{C}$.

На рис. 3 представлены результаты теплового моделирования для значения рассеиваемой мощности $P=0,5$ Вт. На рисунке 3,а показана максимальная температура нагрева резистора при рассеиваемой им мощности $P=0.5$ Вт. Максимальная температура нагрева резистора такого типа $T_{\max} = 155^\circ\text{C}$, дальнейшие расчеты проводятся с учетом этого значения, или ниже.

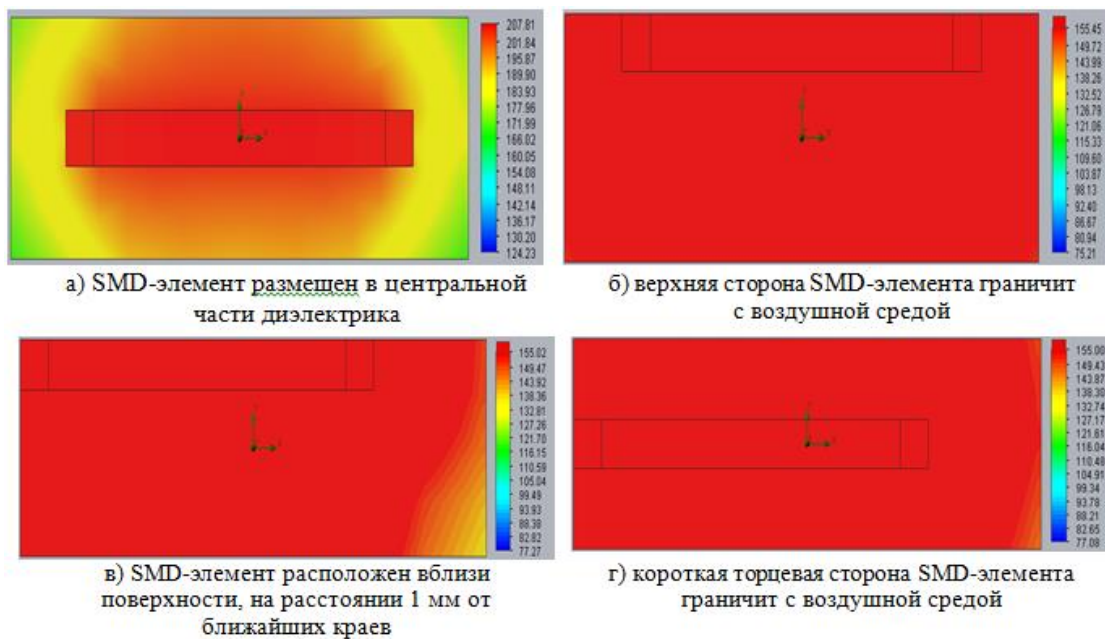


Рис. 3 – Результаты теплового моделирования для значения рассеиваемой мощности $P=0,5$ Вт

На рис. 4 представлены результаты теплового моделирования для значения рассеиваемой мощности $P=0,25$ Вт:

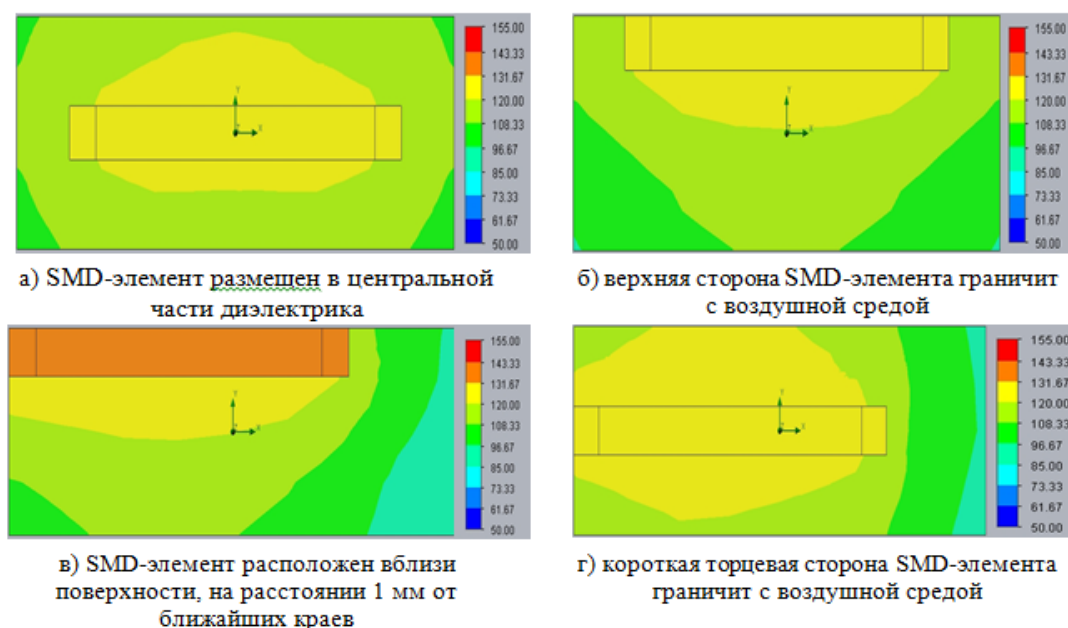


Рис. 4 – Результаты теплового моделирования для значения рассеиваемой мощности $P=0,25$ Вт

На рис. 5 представлены результаты теплового моделирования для значения рассеиваемой мощности $P=0,125$ Вт:

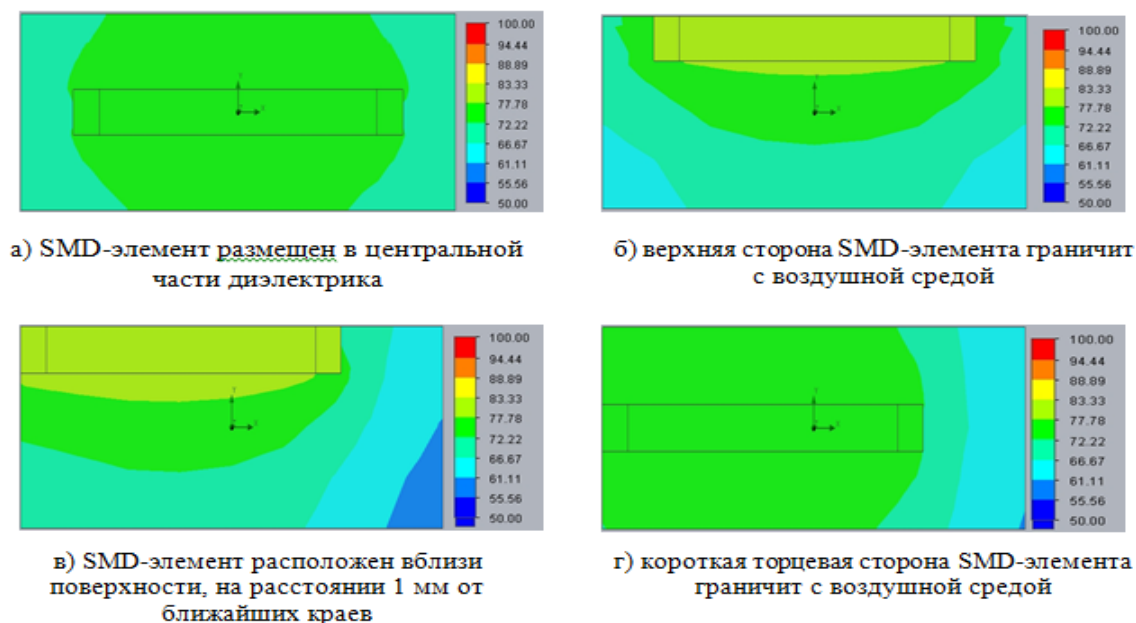


Рис. 5 – Результаты теплового моделирования для значения рассеиваемой мощности $P=0,125$ Вт

Как видно из результатов моделирования на первом этапе, значение рассеиваемой мощности $P=0,5$ Вт, является критическим для всех вариантов размещения SMD-элемента в объеме диэлектрика. Полученные значения

температуры, лежащие в диапазоне 155–207 °С, превышают допустимые значения как для материала диэлектрика ($T_{\max} = 130$ °С), так и для SMD-элемента ($T_{\max} = 125$ °С). При этом пространственное расположение SMD-элемента в объеме диэлектрика не повлияло существенным образом на значение температуры.

Также нежелательным для функционирования является и значение рассеиваемой мощности $P = 0,25$ Вт. В этом случае значение модельной температуры лежит в диапазоне (120–132)°С что является предельным для материала диэлектрика и превышающим рабочую температуру SMD-элемента (при этом был зафиксирован один выброс на 143 °С, который можно отнести к ошибке моделирования). Пространственное расположение SMD-элемента, как и в первом случае, не повлияло на температурные параметры.

Значение мощности $P=0,125$ Вт является наиболее благоприятным для функционирования с точки зрения формируемых температурных полей. Значение температур для разных вариантов размещения SMD-элемента находились в диапазоне 72–90 °С, что допустимо и для материала диэлектрика и для выбранного элемента.

На втором этапе осуществлялось исследование температурного режима модели с учетом включения во внутренний слой диэлектрика контактных площадок и проводника толщиной 0,3 мкм. Результаты моделирования для значения рассеиваемой мощности $P=0,25$ Вт и $P=0,125$ Вт представлены на рис. 6.

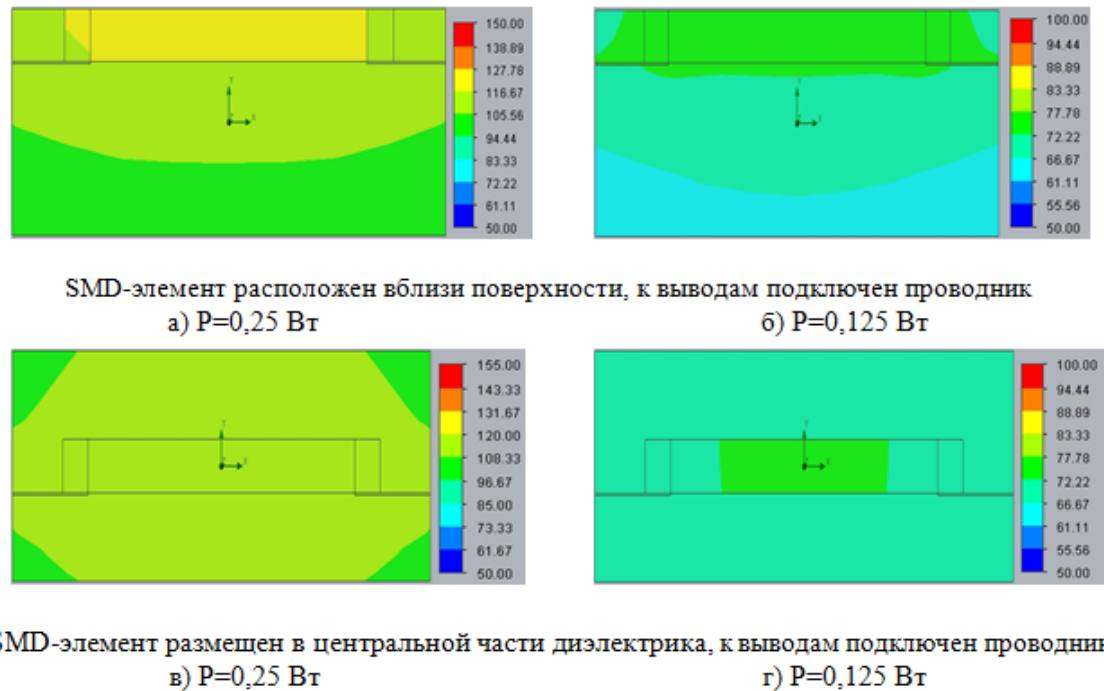


Рис. 6 – Результаты теплового моделирования с учетом подключенного проводника для значения рассеиваемой мощности $P=0,25$ Вт

Исходя из результатов моделирования второго этапа исследования, видно, что подключение контактной площадки и проводника позволяет снизить диапазон температур как для значения рассеиваемой мощности $P=0,25$ Вт, так и для $P=0,125$ Вт. В первом случае новое значение температуры находится в диапазоне 108–127 °С (без проводника – 120–132 °С), во втором – 66–78 °С (без проводника – 72–90 °С). Этот эффект можно объяснить хорошей теплопроводностью токопроводящего материала (Ag), а при формировании более плотного проводящего рисунка для реальных схем (достижения значения коэффициента заполнения $=0,7$), данный эффект будет увеличиваться, позволяя отводить большую тепловую энергию из объема печатного узла.

На третьем этапе исследования изучалась возможность включения в объемную структуру материала диэлектрика теплоотводящих элементов. В качестве теплоотвода в первом случае использовался алюминиевый слой, наносимый на структуру диэлектрика в непосредственной близости от контактов SMD-резистора и граничащий с окружающей средой. Результаты

моделирования, проведенные в САПР SolidWorks, показали существенное снижение температурных показателей даже для мощности, равной $P=1,0$ Вт. Результаты 3-х экспериментов представлены на рис. 7, их численные значения соответственно равны:

- для мощности $P=1,0$ Вт: $T_1 = 30,33$ °С, $T_2=33,61$ °С, $T_3=36,89$ °С;
- для мощности $P=0,5$ Вт: $T_1 = 26,83$ °С, $T_2=27,89$ °С, $T_3=28,94$ °С;
- для мощности $P=0,25$ Вт: $T_1 = 22,61$ °С, $T_2=23,67$ °С, $T_3=24,72$ °С.

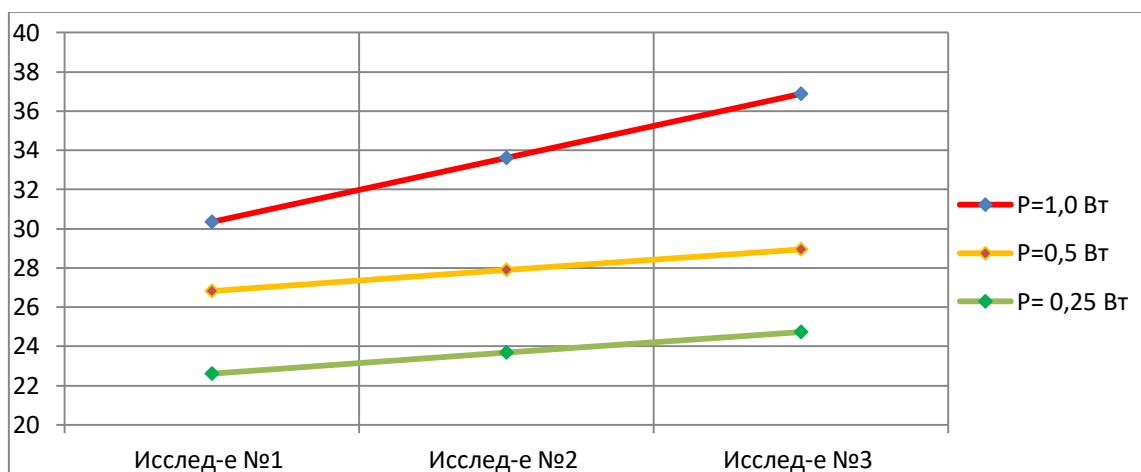


Рис. 7 – Значения температуры, полученные для модели с теплоотводящим слоем при различной рассеиваемой мощности SMD-резистора

Во втором случае моделировалась установка алюминиевого радиатора на верхней поверхности исследуемой конструкции. Результаты моделирования, также проведенные в САПР SolidWorks, показали дополнительное снижение температурных показателей относительно ранее проведенной серии экспериментов. Так, численные значения температуры оказались равны:

- для мощности $P=1,0$ Вт: $T_1 = 26,83$ °С, $T_2=27,89$ °С, $T_3=28,94$ °С;
- для мощности $P=0,5$ Вт: $T_1 = 22,61$ °С, $T_2=23,67$ °С, $T_3=24,7$ °С;
- для мощности $P=0,25$ Вт: $T_1 = 20,50$ °С, $T_2=21,56$ °С, $T_3=22,61$ °С.

В среднем снижение температуры составило 10–12 % относительно результатов, полученных в предыдущем исследовании.

На рис. 8,а представлен график распределения температур, на рис. 8,б – модель конструкции с радиатором в верхней части.

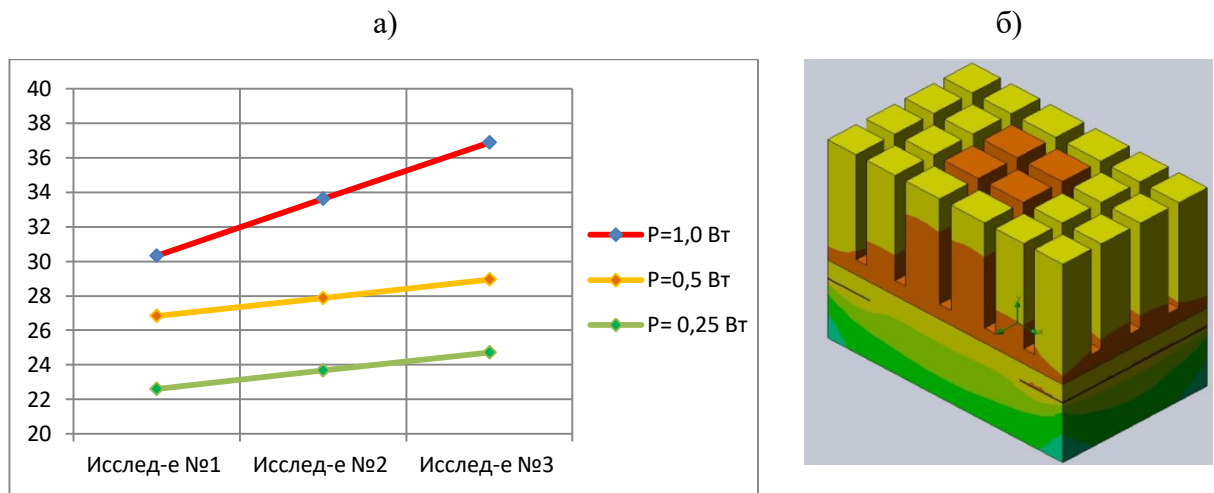


Рис. 8 – Значения температуры, полученные для модели с радиатором при различной рассеиваемой мощности SMD-резистора

Результаты моделирования с применением дополнительного теплоотводящего слоя или радиаторного охлаждения показали существенное снижение температурных показателей (со 155 до 36 °C) для значения рассеиваемой мощности SMD-резистора, равного $P=1,0$ Вт. Этого не удавалось достичь ни изменением положения SMD-элемента внутри объема диэлектрика, ни внедрением в диэлектрик печатного проводника.

На четвертом, заключительном этапе данного исследования проводилось моделирование теплоотводящих воздуховодов различной геометрии и с разной площадью поперечного сечения, интегрированных в объеме диэлектрика. Была проведена серия экспериментов, результаты одного из них представлены на рис. 9.

На рис. 9 представлена модель теплового потока (а), поле распределения (б) и диапазон моделируемых температур (в) для значения рассеиваемой мощности $P=0,5$ Вт.

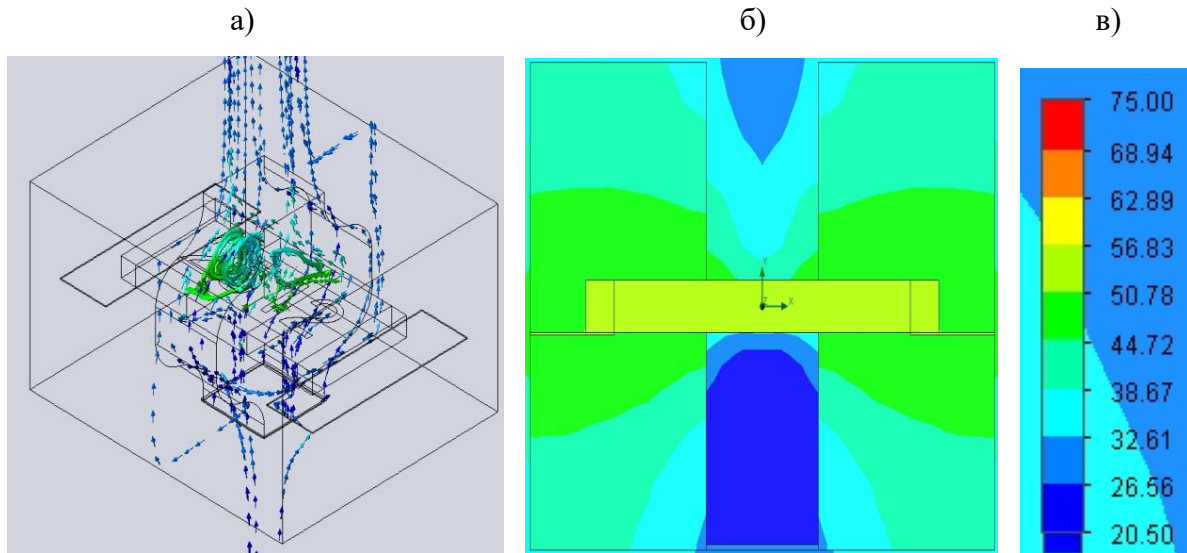


Рис. 9 – Моделирование тепловых потоков внутри воздуховода

Результаты эксперимента показали, что все варианты воздуховодов имеют идентичные значения формируемых температурных полей, находящихся в диапазоне $T_{\text{раб}} \in (55 - 63) ^\circ\text{C}$, что говорит об обеспечении требуемых значений рабочих характеристик температур.

Выводы

Проведенное исследование показало возможность применения аддитивной 3D-технологии в задачах разработки электронных средств. Для обеспечения заданных тепловых режимов в большинстве модельных экспериментов требовалось применение дополнительных механизмов коррекции температурных значений. При этом пространственное расположение электрорадиоэлементов в объеме проектируемого узла не влияло существенным образом на значение параметров, что говорит о возможности перехода от планарной модели к ее объемной реализации и дальнейшему исследованию характеристик, влияющих на обеспечение стабильных режимов работы проектируемого узла.

Список литературы

1. 3D-принтер DragonFly – революция в изготовлении многослойных печатных плат // Вектор высоких технологий №4 (39). 2018, С. 7–10.
2. Обзор технологий и оборудования для 3D-печати в области электроники. <https://additiv-tech.ru/publications/obzor-tehnologiy-i-oborudovaniya-dlya-3d-pechaty-v-oblasti-elektroniki.html>
3. Обзор применения 3D-печати в электронике. https://top3dshop.ru/blog/3d_printing_at_electronics.html

УДК 537.226.86

**Исследования композиционного пьезоматериала,
как основы активных элементов пьезогенераторов**

Скрылев А.В.; Дыкина Л.А.; Панич А.А., д.т.н.

skrylyov@sfedu.ru
diykinala@mail.ru
rctt.rctt@mail.ru

*Институт высоких технологий и пьезотехники ЮФУ, Ростов-на-Дону,
Россия*

Аннотация:

В данной статье представлен композиционный пьезоматериал, обладающий высокой ударной вязкостью, электрической и механической прочностью. Выбраны методики и проведена оценка его электрофизических свойств. Доказана возможность использования изделий на его основе в устройствах пьезогенераторов.

Ключевые слова:

композиционный пьезоматериал, пьезогенератор, электрическая прочность

1. Введение

В настоящее время проявляется большой интерес к разовым импульсным источникам питания. Одним из таких источников питания является сегнетоэлектрический генератор [1]. Сегнетоэлектрические генераторы являются относительно не дорогими и простыми устройствами, они состоят, как правило, из небольшого пирозаряда и сегнетоэлектрического элемента. В качестве сегнетоэлектрического элемента традиционно используется пьезокерамика на основе ЦТС – $\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$. В таком варианте она выступает в роли накопителя энергии, которая высвобождается при нагружении элемента. Максимальная электрическая энергия запасается в пьезоматериалах с высокой остаточной поляризацией.

Устройства, работающие в условиях высоких нагружений, предусматривают использование материалов с повышенной ударной вязкостью. Чем больше величина ударной вязкости, тем лучше материал сопротивляется динамической нагрузке и тем выше электрическая прочность. В пьезогенераторах разрушение пьезокерамических элементов происходит из-за их высокой хрупкости и пробоя ввиду низкой электрической прочности (около 4 кВ/мм), что не позволяет выделиться всей энергии на нагрузке. Поэтому для снижения хрупкости, повышения ударной вязкости и электрической прочности целесообразно использовать композиционные пьезокерамические материалы смесового типа со связностью 0-3 на основе пьезоактивной составляющей – пьезокерамики из пьезоматериала системы ЦТС и полимерного связующего, обладающего достаточно высокими значениями ударной вязкости. В зависимости от назначения в качестве полимерного связующего смесового композита могут выступать различные материалы. Зная механические и диэлектрические свойства полимера, можно получить композит с заведомо прогнозируемыми характеристиками. Так, например, в качестве полимерной составляющей допустимо использовать

такие материалы, как: полиметилметакрилат (ПММА), полиэтилен (ПЭ), обладающие высокой электрической прочностью (40 МВ/м).

Таким образом, переход к композиционному пьезоматериалу и элементам на его основе позволяет существенно повысить их механическую и электрическую прочность при незначительном снижении энергетических характеристик.

Целью настоящей работы является изучение возможностей использования композиционного пьезоматериала с высокой ударной вязкостью и электрической прочностью в устройствах пьезогенераторов.

2. Методика эксперимента

В качестве модельного пьезокерамического материала был выбран промышленно выпускаемый пьезоматериал ЦТС-19. Из выбранного материала были изготовлены образцы размером 6х6х3мм по обычной керамической технологии. Далее на большие поверхности образцов были нанесены электроды путем вжигания серебросодержащей пасты. Образцы были поляризованы в жидкой среде (полисилоксановая жидкость) полем 1,5 кВ/мм при температуре 120 °С в течение 20 минут с последующим охлаждением под полем.

Для изготовления композиционных пьезоматериалов по обычной керамической технологии был получен пьезокерамический наполнитель – пьезокерамика, после чего пьезокерамика подвергалась измельчению и смешиванию с полимерным связующим в объемном соотношении 70/30. На основе этого был получен композиционный пьезоматериал.

С целью оценки свойств композиционного пьезоматериала были сформованы образцы пьезоэлементов в виде пластин размером 6×6×3 мм. Формовку осуществляли при температуре 100 °С и давлении 700 кг/см². На все образцы пьезоэлементов путем вакуумного напыления наносились никелевые электроды на большие по площади поверхности. Поляризацию

проводили в жидкой среде (полисилоксановая жидкость) электрическим полем 3 кВ/мм при температуре 70 °С.

Основные электрофизические характеристики материалов: относительная диэлектрическая проницаемость ($\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$), тангенс угла диэлектрических потерь ($\text{tg}\delta$), были измерены с помощью прецизионного измерителя импеданса Wayne Kerr Electronics WK 6510B, а электрическая прочность ($E_{\text{пр}}$) на установке УПУ-10М и рассчитаны согласно методикам действующего отраслевого стандарта [4]. Пьезомодуль d_{33} был измерен в квазистатическом режиме на установке APC YE2730A. Для оценки остаточной поляризации поляризованных образцов использовался метод термической деполяризации [5] и метод ударного нагружения. Для реализации метода термической деполяризации была использована печь с автоматической регулировкой температуры SNOL 8,2/1100. Во время эксперимента образец помещался в стакан, наполненный мелкодисперсным кварцевым песком, в непосредственной близости с элементом располагалась хромель-алюмелевая термопара. Обкладки пьезоэлемента соединялись с электрометрическим усилителем У5-11, который соединялся с вольтметром В7-78/2, к нему же подключалась термопара. Данные с В7-78/2 регистрировались на ПК через интерфейс USB. Скорость нагрева составляла 3 °С/мин, и она была одинаковой для всего диапазона температур для каждого исследуемого образца. Остаточная поляризация рассчитывалась как интеграл экспериментально измеренного тока деполяризации делённого на площадь электрода:

$$P_r(T(t)) = \frac{1}{S_{\text{э}}} \int_0^t I(T(t)) \cdot dt,$$

где: $S_{\text{э}}$ — площадь электрода, м²; I — ток деполяризации, А.

Для определения величины остаточной поляризации, выделяемой образцом при его ударном воздействии, была собрана установка, показанная

на рисунке 1. В качестве нагрузки использовался конденсатор ёмкостью 10 мкФ. Напряжение на обкладках конденсатора регистрировалось на осциллографе Rigol MSO2302A-S в режиме записи.

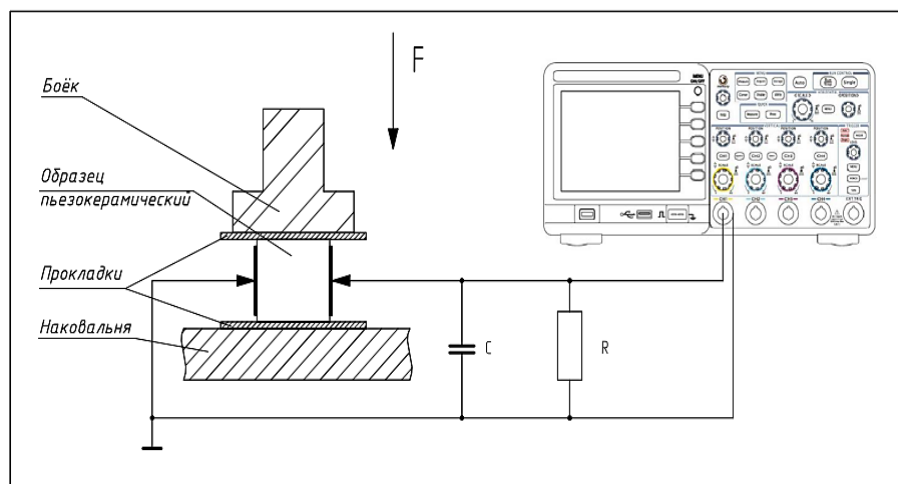


Рис. 1 – Схема измерительная

При этом измеряли напряжение U на его выводах и, зная заряд q , рассчитывали величину остаточной поляризации по формуле:

$$P_r = U \cdot \frac{q}{S},$$

где P_r – остаточная поляризация пьезоэлектрического образца, Кл/м² ;
 S – площадь поверхности образца, подлежащая ударной нагрузке, м²;
 U – напряжение на конденсаторе нагрузки, В; q – величина заряда конденсатора нагрузки, Кл.

3. Результаты и обсуждения

В таблице 1 представлены результаты измерений относительной диэлектрической проницаемости ($\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$), тангенса угла диэлектрических потерь ($\text{tg}\delta$), электрической прочности ($E_{\text{пр}}$), пьезомодуля d_{33} .

Таблица 1 - Основные электрофизические характеристики исследуемых образцов материалов

Материал	$\varepsilon_{33}^T/\varepsilon_0$	$\text{tg}\delta$	$d_{33} \cdot 10^{-12}$, Кл/Н	$E_{\text{пр}}$, кВ/мм
ЦТС-19	1900	0,02	380	4,9
ЦТС-19/ПЭ (70/30)	380	0,02	95	8,1

Как видно из таблицы 1 введение в систему пассивной фазы (полимерного связующего – ПЭ) приводит к заметному снижению относительной диэлектрической проницаемости и пьезомодуля d_{33} , что как следствие может привести к снижению запасённой энергии, но и очевидным является то, что при переходе к композиционным пьезоматериалам существенно увеличивается электрическая прочность. Это значительно расширяет их эксплуатационный диапазон и позволяет сделать вывод о целесообразности таких материалов в пьезогенераторах разового действия. Следующей задачей было измерение остаточной поляризации путем термической деполяризации пьезоэлементов. Значения остаточной поляризации у образцов пьезоэлементов из модельного материала ЦТС-19 коррелируют с литературными данными.

Провести оценку остаточной поляризации данным методом на пьезоэлементах из композиционного пьезоматериала не представилось возможным, так как в результате нагрева под действием температуры 100 °С произошло разрушение образца, это объясняется наличием в нем органической фазы – ПЭ. Однако следует учесть, что данный факт не является недостатком исследуемого композиционного пьезоматериала, поскольку рабочий температурный диапазон изделий на его основе не превышает 60 °С.

Методом ударного нагружения удалось определить остаточную поляризацию на образцах пьезоэлементов из композиционного пьезоматериала. Разрушение пьезоэлементов из модельного материала происходило ещё до их полной деполяризации, что свидетельствует об их

низкой механической прочности и ударной вязкости и доказывает важность перехода к композиционным материалам.

Значения остаточной поляризации, полученные по всем исследуемым методикам, представлены в таблице 2.

Таблица 2 - Значения остаточной поляризации

Материал	$P_{0\text{ п}}$, мкКл/см ² (метод термической деполяризации)	$P_{0\text{ п}}$, мкКл/см ² (метод ударного воздействия)
ЦТС-19	32	14
ЦТС-19/ПЭ (70/30)	–	23

Результаты значений остаточной поляризации, полученные на пьезоэлементах из модельного материала ЦТС-19 методом ударного нагружения меньше на 43 %, чем методом термической деполяризации. При этом значительно ниже значений остаточной поляризации пьезоэлементов из композиционного пьезоматериала.

Выводы

Полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования данной группы композиционных пьезоматериалов, как основы активных элементов пьезогенераторов разового применения.

Переход к композиционному пьезоматериалу увеличил электрическую и механическую прочность образцов на его основе, что подтверждается экспериментальными результатами.

Список литературы

1. Berlincourt D., Krueger H.H.A., Jaffe B. Stability of phases in modified lead zirconate with variation in pressure, electric field, temperature and composition // Journal of Physics and Chemistry of Solids. 1964. №25 (7). С. 659–674.
2. Bauer F., Vollrath K. Behaviour of non-linear ferroelectric ceramics under shock waves // Ferroelectrics. 1976. №12 (1). С. 153–156.

3. Lysne P. C., Percival C. M. Electric energy generation by shock compression of ferroelectric ceramics: Normal-mode response of PZT 95/5 // Journal of Applied Physics. 1975. №46. С. 1519.
4. ОСТ 11 0444-87: Пьезокерамические материалы, отраслевой стандарт. Москва: Электростандарт, 1987. 141 с.
5. Shkuratov S. I., Baird J. M., Antipov V. G., Talantsev E.F., Lynch C.S., Altgilbers L.L. PZT 52/48 Depolarization: Quasi-Static Thermal Heating Versus Longitudinal Explosive Shock // IEEE Transactions on Plasma Science. 2010. №38(8). С. 1856–1863.

УДК 620.169.1:620.187.3.02

Кинетика формирования ТПУ-фаз в высокохромистых жаростойких сплавах ВЖ159 и ЭП648, полученных методом СЛС

Евгенов А.Г., к.т.н.; Шуртаков С.В.; Мазалов И.С.;

Филонова Е.В.; Суркова С.А.; Зайцев Д.В.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Проведены сравнительные исследования структуры и свойств синтезированных методом СЛС жаропрочных сплавов ЭП648 и ВЖ159 после ГИП, старения и 500-часового имитационного отжига при температуре 900 °С, Проведен расчет дисбаланса легирования сплавов ВЖ159 и ЭП648. Показано, что снижение прочностных характеристик, повышение пластичности и уменьшение времени до разрушения сплава ЭП648 после имитационного отжига связано с уменьшением объемной доли частиц σ -фазы, обусловленным выделением частиц α -Cr. Построены S-образные кривые выделения частиц ТПУ-фаз в сплаве ВЖ159. Определено направление оптимизации химического состава сплава ВЖ159 для технологии СЛС.

Ключевые слова:

селективное лазерное сплавление, СЛС, ВЖ159, ЭП648, σ -фаза, ГИП, газостатирование, термическая обработка, просвечивающая электронная микроскопия, гетеротипные соединения, ТПУ-фазы

Введение

Отечественные высокохромистые жарочные сплавы ВЖ159 и ЭП648 для деталей камеры сгорания за счет более высокого содержания хрома имеют лучшее сопротивление газовой коррозии по сравнению с материалами типа Inconel718 и Inconel625. Однако, совокупность высокого содержания хрома и специфики технологии селективного лазерного синтеза (синтез в защитной среде азота, высокие скорости кристаллизации) может оказывать существенное влияние на механические свойства получаемого материала. Сплав ВЖ159 разработан с учетом принципов сбалансированного легирования и при традиционных способах производства не склонен к образованию ТПУ-фаз при непродолжительном термическом воздействии. Однако, в [1, 2] показано, что в СЛС-металле наблюдается образование частиц σ -фазы уже непосредственно после старения. Для сплава ЭП648 σ -фаза является основной упрочняющей фазой. Различные механизмы упрочнения предполагают и разную кинетику фазовых превращений в процессе наработки материала. Задачей настоящего исследования было сравнение структурных изменений и фазовых превращений в сплавах ЭП648 и ВЖ159, протекающих в процессе высокотемпературных отжигов, имитирующих наработку.

Работа выполнена в рамках реализации научного направления 10.4: Технологии получения би- и полиметаллических естественно армированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков («Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [3]).

Результаты и их обсуждение

Ближние режимы термической обработки, одинаковые эксплуатационные условия позволяют корректно провести сравнительные исследования длительного высокотемпературного воздействия на данные материалы. Для этого образцы сплавов ВЖ159 и ЭП648 после СЛС и

стандартных для них режимов баротермической обработки были подвергнуты имитационному отжигу при температуре 900 °С в течение 500 ч.

После ГИП, не смотря на относительно небольшую разницу в содержании Cr (около 6 %), микроструктура материалов кардинально различаются (рис. 1, а, б). В сплаве ВЖ159 тело зерна представляет собой однородный «ковер», в котором отсутствуют выделения частиц фаз на основе хрома или γ' -фазы.

В структуре сплава ЭП648 после ГИП (рис. 1, б) видно значительное количество частиц светлой фазы, в сечении преимущественно веретеннообразной формы. В работе [4] показано, что упрочняющая фаза в сплаве ЭП648 более чем наполовину состоит из хрома. Помимо нее, в структуре хорошо различимы полиэдрические карбиды. ГИП для обоих сплавов по воздействию на структуру аналогично закалке, при этом в структуре сплавов присутствует минимальное количество упрочняющих фаз, что предполагает их высокие пластические характеристики. При старении материалов по стандартным для них режимам (рис. 1, в, г) наглядно выявляются различные механизмы их упрочнения.

Для сплава ВЖ159 основной упрочняющей фазой является γ' -фаза сферической морфологии, частицы хромистых фаз (подробнее – в [1]) присутствуют преимущественно по границам зерен и редко – в теле зерна. В сплаве ЭП648 основной упрочняющей является σ -фаза, неровные края и развитая поверхность которой, указывают на преимущественно гетерогенный характер зарождения «вторичных» частиц. В таком состоянии оба сплава имеют высокие прочностные характеристики и весьма высокую пластичность.

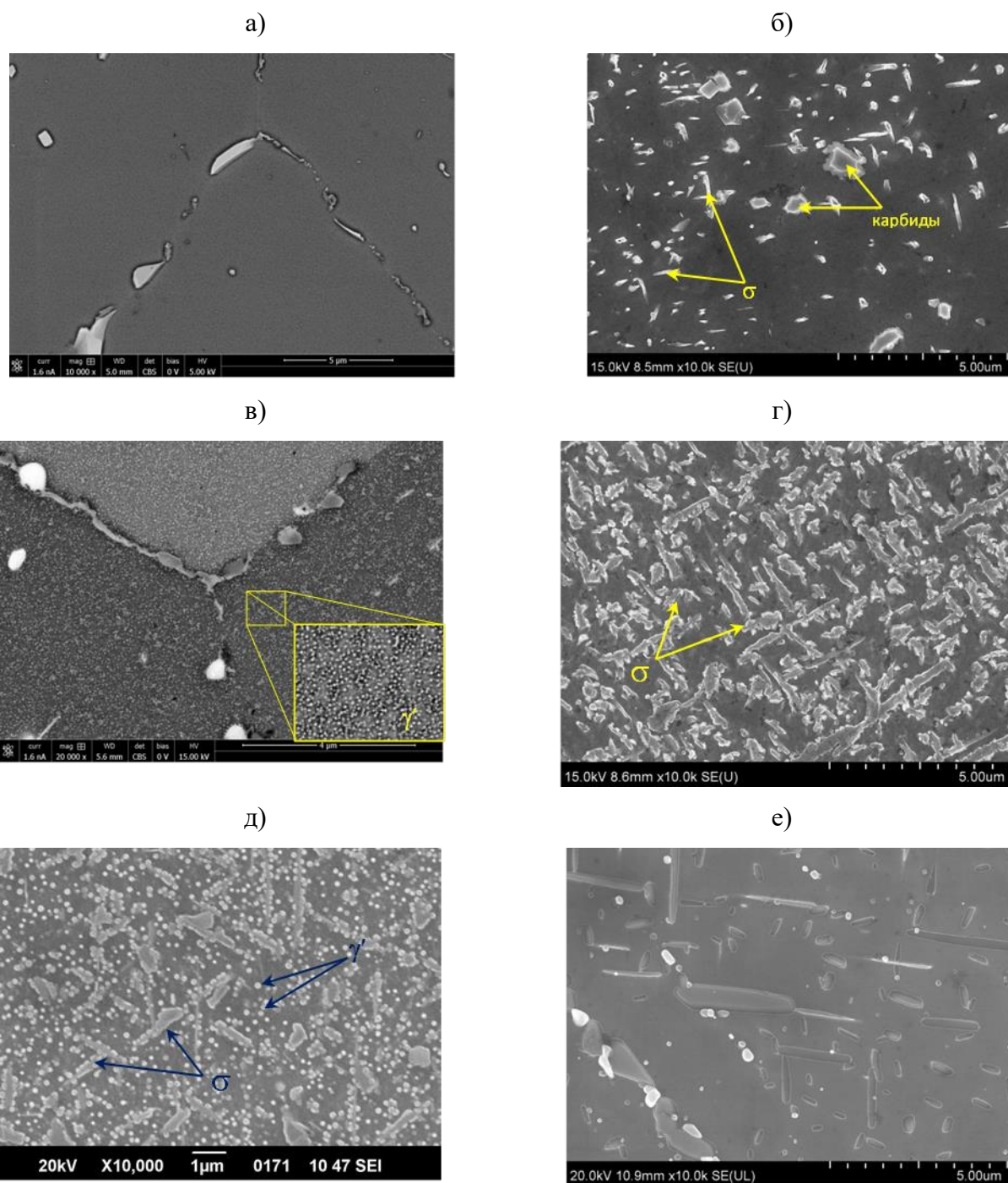


Рис. 1 – Микроструктура сплавов ВЖ159 (а, в, д) и ЭП648 (б, г, е) после ГИП (а, б), ГИП+старение (в, г) и имитационного отжига (д, е)

В процессе имитационного отжига (рис. 1, д, е) в сплаве ВЖ159 происходит значительная коагуляция частиц γ' -фазы, что, однако, не приводит к снижению прочности сплава. Наоборот, наблюдается рост уровня прочностных характеристик материала, что, по-видимому, связано с дополнительным образованием частиц σ -фазы размером около 1 мкм. В таком «перестаренном» состоянии сплав ВЖ159 имеет максимальный предел текучести и среднюю пластичность.

В структуре сплава ЭП648 после имитационного отжига присутствуют избыточные фазы нескольких морфологических типов: мелкие (около 1 мкм), хаотично расположенные частицы, протяженные пластины длиной около 5 мкм, кристаллографически ориентированные по плоскостям $\{111\}$, а также частицы неправильной формы, расположенные по границам зерен. Анализ данных [5–9] показывает, что подобное выделение ТПУ-фаз как минимум двух морфологических типов при одинаковом химическом составе частиц является типичным для высокохромистых сталей и сплавов. Их объемная доля значительно меньше по сравнению с состаренным состоянием.

В исходном состоянии после СЛС сплав ВЖ159 имеет более высокую пластичность чем ЭП648, однако прочностные характеристики последнего несколько выше (рис. 2). После ГИП (без дополнительной термообработки) оба сплава ведут себя схоже: пластичность значительно повышается, но снижаются пределы текучести и прочности. Последующее старение способствует ожидаемому упрочнению обоих материалов, но при этом пластические характеристики остаются на высоком уровне (более 25 %). Имитационный отжиг в течение 500 ч для сплава ВЖ159 приводит к дальнейшему повышению пределов текучести и прочности, а относительное удлинение при этом снижается до 15 %. Обратный эффект отмечается для сплава ЭП648: пластичность сплава несколько увеличивается, а предел текучести снижается до значений, близких к состоянию после ГИП.

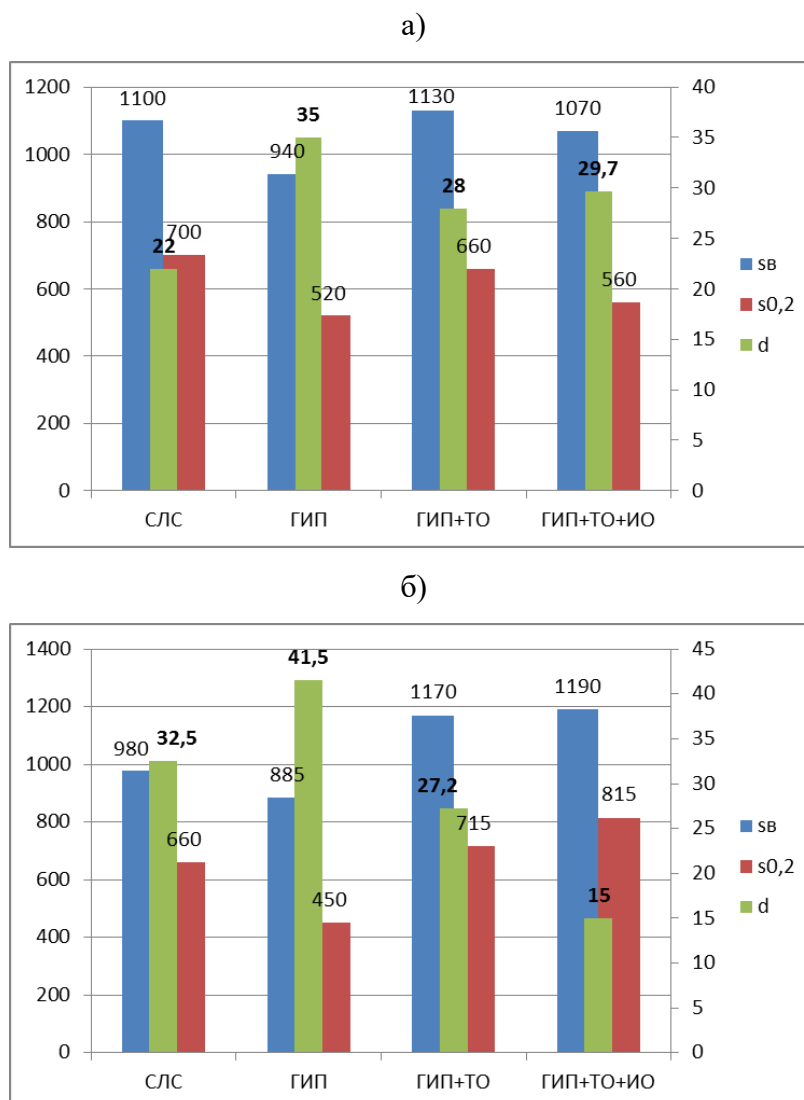


Рис. 2 – Механические свойства сплавов ЭП648 (а) и ВЖ159 (б) после СЛС, ГИП, ГИП и старения и после 500-часового отжига при температуре 900 °С

При сравнении значений длительной прочности (рис. 3) обнаружено значительное превосходство сплава ВЖ159 как в обычных условиях (после ГИП и старения), так и после имитационного отжига. Значения длительной прочности сплава ВЖ159 соответствуют деформированному полуфабрикату: время до разрушения при нагрузке 176 МПа и температуре 800 °С составляет 102–110 ч, в то время как для сплава ЭП648 не превышает 45 ч (фактические значения времени до разрушения при нагрузке 176 МПа для сплава ЭП648 после ГИП и старения составляют 65–80 ч). Таким образом, долговечность сплава ЭП648 после имитационных отжигов снижается в 1,5–2 раза.

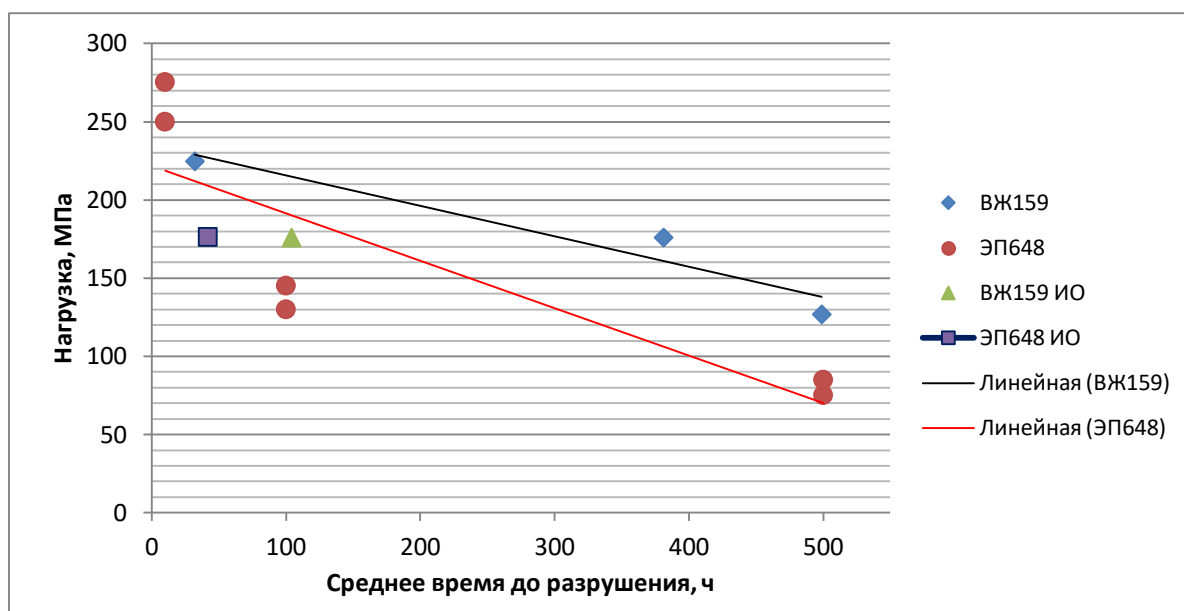


Рис. 3 – Длительная прочность синтезированных образцов сплавов ЭП648 (паспортные данные) и ВЖ159 (экспериментальные данные) после ГИП+старение и после имитационного отжига (экспериментальные данные)

Уменьшение объемной доли упрочняющих частиц объясняет повышение пластичности и снижение прочностных характеристик сплава ЭП648 после имитационного отжига. Однако, механизм и движущая сила диффузионных процессов в сплаве со столь высоким содержанием хрома непонятен.

Для выяснения причин различного поведения сплавов ЭП468 и ВЖ159 после длительного высокотемпературного отжига проведена оценка дисбаланса легирования по методике Г.И. Морозовой [10–12]. Были проанализированы как усредненные расчетные, так и фактические химические составы исследованных сплавов. Как видно из табл. 1, для сплава ЭП648 имеет место значительный отрицательный дисбаланс легирования ($\Delta\bar{E} = -0,17$) уже для расчетного среднего состава. Для фактического, рассмотренного в настоящей работе, химического состава ЭП648 дисбаланс легирования еще более выражен ($\Delta\bar{E} = -0,22$). В соответствии с данными [13] отрицательный дисбаланс легирования предполагает образование гетеротипных соединений (фаз σ , μ , Лавеса и др.), что подтверждается

исследованием микроструктуры сплава ЭП648, в котором основной упрочняющей фазой является σ -фаза. Для сплава ВЖ159 небольшой отрицательный дисбаланс среднего расчетного состава ($\Delta\bar{E} = -0,04$) для фактически полученного химического состава исследованного сплава уменьшается, составляя всего ($\Delta\bar{E} = -0,01$), что позволяет говорить о сбалансированности легирования материала.

Таблица 1 - Химический состав и дисбаланс легирования сплавов ЭП648 и ВЖ159, полученных методом СЛС

Состав	Содержание элементов, %(масс.)							$\bar{A}$	$\bar{E}$	$\Delta\bar{E}$
	Ni	Cr	Ti	Al	Nb	Mo	W			
ЭП648										
расч.	57,08	33,2	0,7	0,72	0,68	2,72	4,9	62,68	8,36	-0,17
факт	56,2	33,7	0,83	0,82	0,83	2,78	4,84	62,66	8,32	-0,22
ВЖ159										
расч.	61,2	26,9	-	1,41	2,9	7,6	-	61,90	8,47	-0,04
факт.	61,7	26,2	-	1,36	3,04	7,71	-	61,99	8,50	-0,01

Сопоставление расчетных данных с исследованными микроструктурами позволяет выявить следующие противоречия:

1) Для сплава ЭП648 значительный отрицательный дисбаланс легирования должен приводить к образованию гетеротипных соединений, а не к уменьшению их объёмной доли в процессе длительного высокотемпературного воздействия, отмеченному при исследовании микроструктуры.

2) Сбалансированный химический состав сплава ВЖ159 не предполагает образования гетеротипных фаз, что, однако, не соответствует исследуемой микроструктуре.

Анализ причин структурных изменений в сплаве ЭП648.

Для определения причин уменьшения количества основной упрочняющей в сплаве ЭП648 исследовали микроструктуру после имитационного отжига методом ПЭМ (рис. 4). Было установлено, что фазовые образования в объёме зерен имеют различную морфологию и ориентационные соотношения с матрицей. По форме, размерам и ориентировке частиц в пределах одного зерна можно выделить три типа фаз: равноосные менее 100 нм и два типа пластинчатых фаз. На рис. 5 приведены результаты микрорентгеноспектрального анализа фазовых составляющих сплава ЭП648. Анализ спектрограмм показывает, что из трех частиц размером более 1 мкм две не являются σ -фазой. Как видно из кривых распределения, частица σ -фазы содержит около 50 % Cr и более 40 % никеля, что хорошо согласуется с химическим составом σ -фазы в сплаве ВЖ159 после имитационного отжига [2]. Две другие частицы более чем на 90 % состоят из хрома, в составе также присутствуют примеси вольфрама и молибдена (около 2% ат. каждого). Формирование подобных частиц при объемном азотировании сплава ЭП648, содержащих, однако, в значительных количествах никель, отмечено в работе [4], в которой они предположительно идентифицированы как α -Cr. Возможно, что в случае [4] наличие никеля в составе обнаруженной фазы связано с недостаточной локальностью анализа. В работе [15] показано, что образование твердых растворов на основе вольфрама и хрома является редким случаем, но может иметь место в сложнолегированных сплавах, где эти частицы могут выделяться в виде метастабильных фаз.

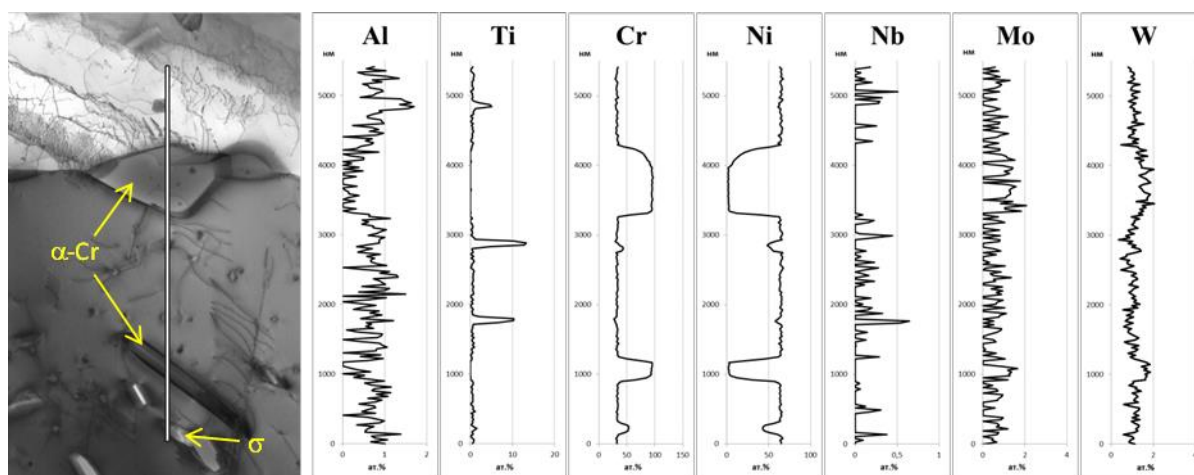


Рис. 4 – Распределение концентрации легирующих элементов вдоль линии, пересекающей частицы ТПУ-фаз

Анализ электронограмм (рис. 4), полученных на участках сопряжения таких частиц с матрицей, позволил установить тип кристаллической решетки и ориентационные соотношения с матрицей. На рис. 5 представлены электронограммы, полученные в ориентировках, близких к $[010]_{\gamma}, [001]_{Cr}$ (а), и точных ориентировках $[110]_{\gamma}, [111]_{Cr}$ (б), угол разворота между которыми составляет $\sim 50^\circ$. Для разделения сеток рефлексов были также получены электронограммы при дифракции на отдельных участках фазы и матрицы вдали от межфазных границ. Индицирование электронограмм позволило убедиться в предположении, что кристаллическая решетка фазы на основе Cr соответствует ОЦК, а также выявить общие кристаллографические направления фазы и матрицы для установления их ориентационных соотношений. На осях зон $[110]_{\gamma}, [111]_{Cr}$ (рис. 5, б) совпадают рефлексы, соответствующие отражениям от плоскостей $(1\bar{1}1)_{\gamma}$ и $(10\bar{1})_{Cr}$, из чего ориентационное соотношение матрицы и фазы на основе Cr можно записать в следующем виде:

$$[110]_{\gamma} \parallel [111]_{Cr}; (1\bar{1}1)_{\gamma} \parallel (10\bar{1})_{Cr}.$$

Данное ориентационное соотношение известно как соотношение Курдюмова-Закса и наблюдается, в частности, в сталях при сопряжении фаз аустенита и мартенсита.

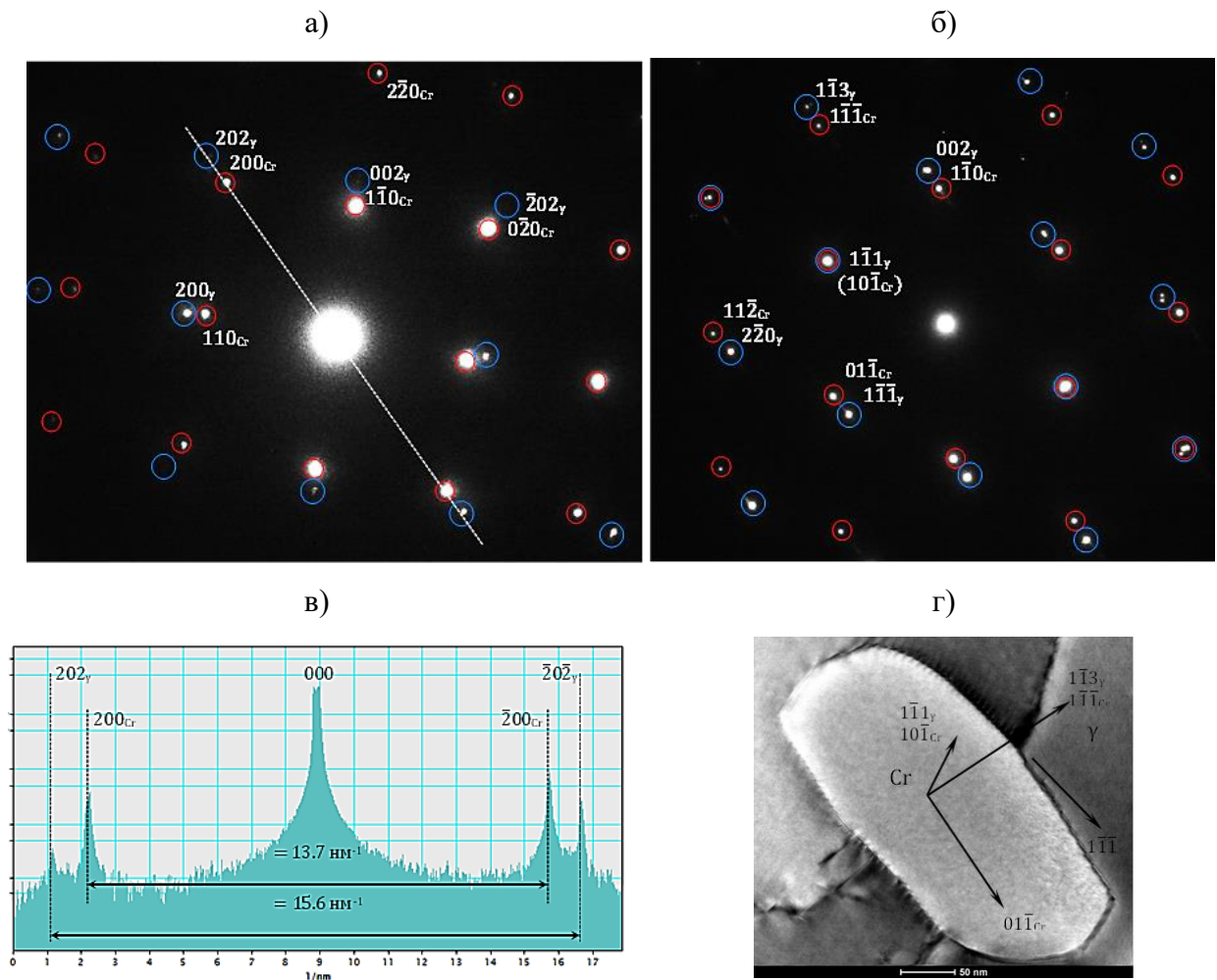


Рис. 5 – Ориентационные соотношения и параметры решетки фазы на основе хрома:
 а) $[010]_{\gamma}, [001]_{Cr}$; б) $[110]_{\gamma}, [111]_{Cr}$; в) линейное сечение обратного пространства в направлении 100_{Cr} (периоды решеток ГЦК-матрицы $\sim 3.6\text{\AA}$, ОЦК Cr-фазы $\sim 2.9\text{\AA}$);
 г) снимок частицы фазы в ориентировке, соответствующей дифракционной картине (б)

На рис. 6 (в) представлен профиль линейного сечения обратного пространства в направлениях 101_{γ} и 100_{Cr} , отмеченного пунктирной линией на электронограмме рис.6 (а), из которого определены межплоскостные расстояния ($\sim 1.28\text{\AA}$ для $(202)_{\gamma}$ и $\sim 1.46\text{\AA}$ для $(200)_{Cr}$) и периоды решеток матрицы $\sim 3.6\text{\AA}$ и фазы на основе Cr $\sim 2.9\text{\AA}$. Данные по периоду решетки частицы на основе Cr полностью совпадают с данными, полученными в работе [15] при анализе сплава ЭИ868. Результаты проведенного анализа позволяют с уверенностью заключить, что обнаруженные частицы представляют собой α -Cr, а увеличение периода решетки по сравнению с

чистым Cr (2,885Å) вызвано наличием в составе частиц примесей вольфрама и молибдена.

Таким образом, по результатам проведенного исследования структуры сплава ЭП648 после имитационного отжига можно сделать следующие заключения. Уменьшение объемной доли основной упрочняющей σ -фазы не противоречит уравнению сбалансированного легирования. Значительный отрицательный дисбаланс легирования сплава ЭП648 способствует последовательному образованию гетеротипных соединений нескольких типов. Закалка и последующее старение приводит к образованию большого количества частиц σ -фазы преимущественно неправильной или пластинчатой формы, а также отдельных частиц α -Cr, располагающихся в основном по границам зерен. Вследствие дальнейшего длительного высокотемпературного воздействия объемная доля частиц σ -фазы уменьшается вследствие образования частиц α -Cr, содержащих свыше 90% хрома. В итоге, выделение частиц с более высоким содержанием хрома приводит к уменьшению общей объемной доли упрочняющей фазы, что вызывает снижение кратковременной и длительной прочности при росте пластичности материала.

Анализ причин образования гетеротипных соединений в сплаве ВЖ159.

В случае со сплавом ВЖ159, говорить об образовании ТПУ-соединений вследствие возможной химической неоднородности, вызванной, по аналогии с литым состоянием, ликвацией, не приходится. В качестве исходного материала при селективном лазерном сплавлении применяется порошок, получаемый газовой атомизацией, отличающийся наиболее высокой химической однородностью, благодаря распылению расплава с достаточно высоким ($T_L + 250$ °C и более) перегревом. Полный переплав частиц порошка под воздействием лазерного излучения, высокие скорости кристаллизации и связанное с ними формирование мелкозернистой структуры, позволяют

считать синтезированный материал по химическому составу одним из наиболее гомогенных. В соответствии с данными [11], образование гетеротипных соединений в данном случае может быть объяснено недостатком в высокохромистой системе углерода: нехватка углерода приводит к связыванию «избыточного» содержания хрома, молибдена в топологически плотноупакованные фазы. Вероятно, что дополнительное легирование углеродом может стабилизировать систему за счет образования большего числа карбидов, однако, опыт работы с литейными углеродистыми сплавами [16, 17] показывает, что для технологии СЛС большое количество карбидов приводит к сохранению выраженной текстуры синтезированного материала, нивелировать которую не может ни термическая, ни газостатическая обработка.

Анализ факторов дестабилизации системы легирования проводили, исходя из существенных отличий СЛС-металла от деформируемого аналога. В первую очередь, это содержание азота. При синтезе в среде азота его содержание в металле увеличивается примерно втрое по сравнению с исходной шихтовой заготовкой и порошком. Исследование синтезированного материала с различным содержанием хрома показало (рис. 6), что содержание азота в синтезированном металле с ростом содержания хрома увеличивается. Подобная зависимость хорошо согласуется с данными, полученными в работе [18] при сходном по условиям кристаллизации процессе сварки никель-хромовых сплавов.

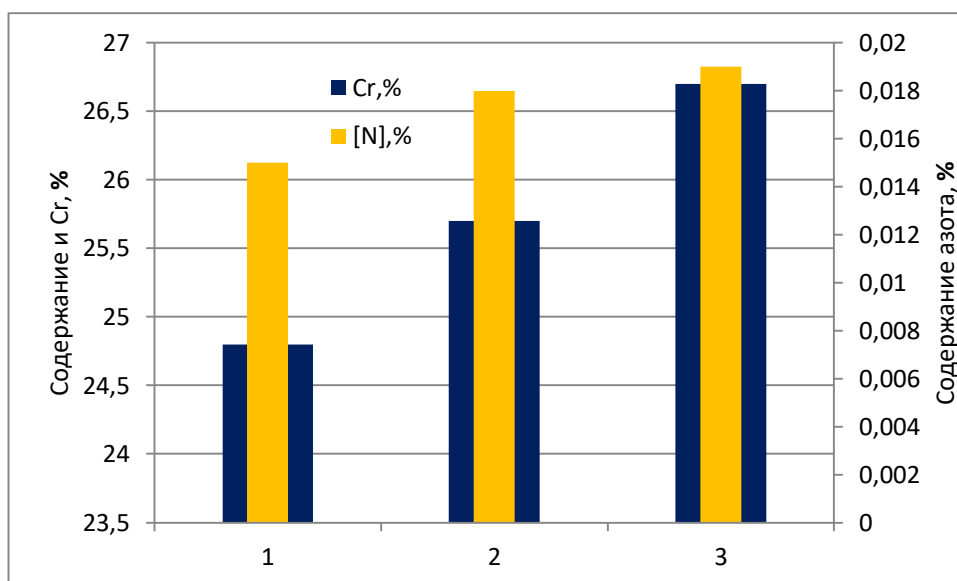


Рис. 6 – Зависимость содержания азота от содержания хрома в СЛС-металле при синтезе в среде азота.

Вместе с тем, анализ структур сплава ВЖ159 с различным содержанием хрома (рис. 7) показывает прямую зависимость содержания в сплаве частиц σ -фазы от содержания хрома. При этом возможен рост объемной доли не только за счет увеличения количества частиц, но и за счет их коагуляции.

Из приведенных микроструктур хорошо видно, что количество и протяженность частиц σ -фазы увеличивается с ростом содержания хрома в сплаве. При увеличении содержания хрома свыше 27% наблюдается резкое снижение относительного удлинения синтезированного материала при идентичной термической обработке.

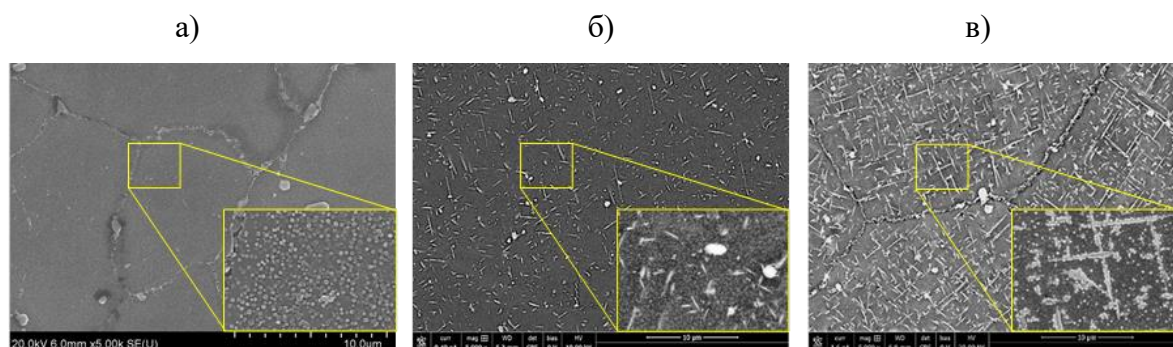


Рис. 7 – Микроструктура сплава ВЖ159 с содержанием хрома (а) 24,8, (б) 26,7 и (в) 27,4 %

При исследовании кинетики выделения частиц ТПУ-фаз в диапазоне температур термической обработки и эксплуатации были построены С-образные кривые для сплава ВЖ159 с содержанием хрома 26,7 %, приведенные на рис. 8.

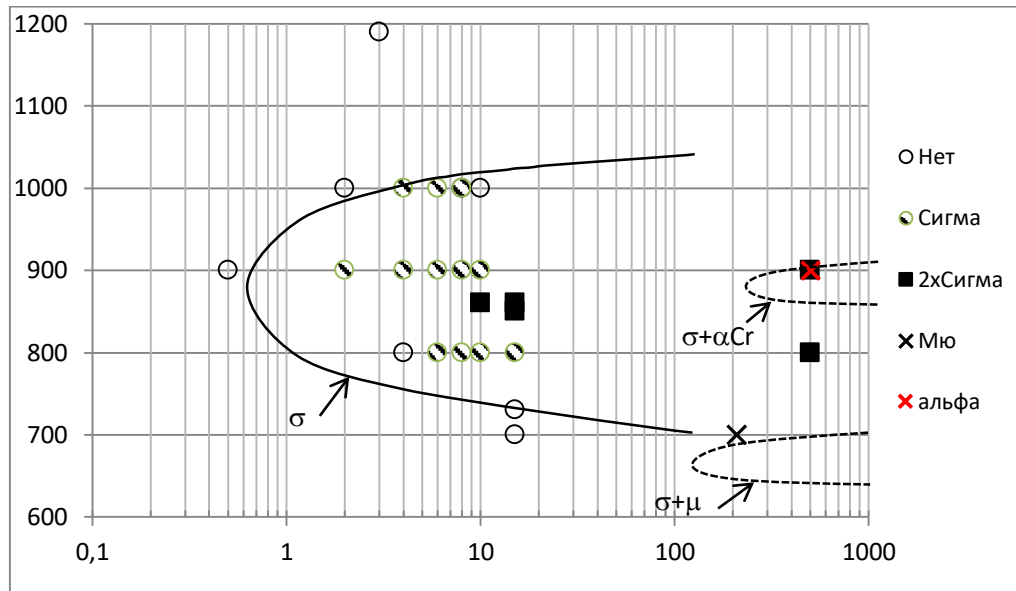


Рис. 8 – С-образные кривые выделения частиц ТПУ-фаз в сплаве ВЖ159 с 26,7% Cr

Как видно из рис. 8, преимущественное выделение частиц σ -фазы приходится на интервал температур 800–1000 °C. При температуре 900 °C появление в структуре частиц σ -фазы отмечается уже спустя 2 часа выдержки. При температурах 800 и 1000 °C – уже спустя 4–6 часов. После 8–10 часов выдержки в интервале температур 800–900 °C отмечается присутствие частиц σ -фазы минимум двух морфологических типов. При увеличении времени выдержки количество и/или размер частиц (в зависимости от температуры нагрева) увеличивается. После длительных выдержек (свыше 250 ч) при температуре 900 °C отмечается появление в структуре частиц α -Cr, а при температуре 700 °C – частиц μ -фазы (приближенная формула $\text{Cr}_{55}\text{Mo}_{12}\text{Ni}_{33}$). Непосредственно наличие дискретных частиц σ -фазы, как и частиц μ -фазы и α -Cr серьезного негативного влияния на механические свойства материала ВЖ159 не оказывают, однако появление частиц пластинчатой морфологии большой

протяженности, наблюдаемых при содержаниях хрома ближе к верхнему пределу легирования сплава, негативно сказываются на пластичности.

Появление частиц ТПУ-фаз уже при небольших выдержках (в процессе термообработки, что не свойственно деформированному аналогу), наиболее вероятно, вызвано повышенным содержанием в СЛС-металле азота, количество которого увеличивается с ростом содержания хрома. При этом возможно два механизма его воздействия: уменьшение растворимости хрома в никелевой матрице при высоких температурах (что представляется маловероятным) и формирование многочисленных субмикронных частиц нитридов, служащих зародышами для выделения частиц σ -фазы, непосредственное обнаружение которых при металлографическом анализе в таком случае крайне затруднительно.

Резкое снижение пластичности сплава ВЖ159 при повышении содержания хрома более 27 % объясняется появлением в структуре протяженных пластин σ -фазы, служащих концентраторами напряжений. Снижение же содержания хрома в исследованных пределах не оказывает отрицательного воздействия на механические характеристики как при комнатной (рис. 9), так и при повышенных температурах. Жаростойкость материала с 24,7% Cr идентична материалу с содержанием 26,7% Cr.

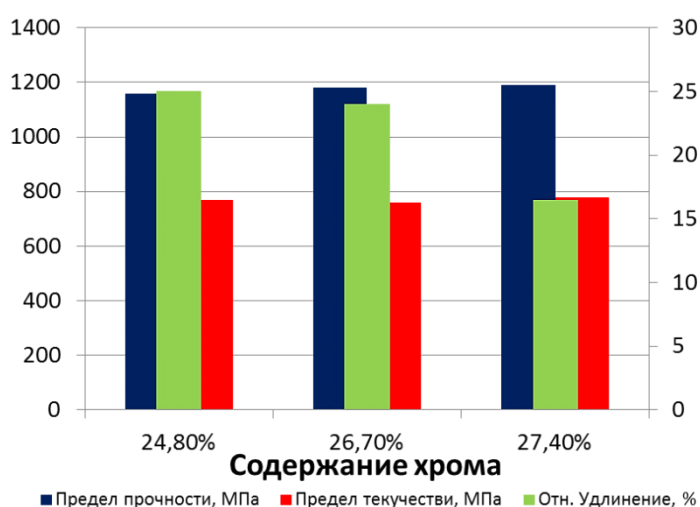


Рис. 9 – Сравнение механических свойств сплава ВЖ159 при содержании хрома в интервале 24,8-27,4%

На основании проведенных исследований сделан вывод, что компенсационный сдвиг пределов легирования по хрому на 1 % (25–27 вместо 26–28 %) должно стабилизировать систему легирования применительно к СЛС-металлу, получаемому при синтезе в среде азота, и исключить появление выпадов по пластичности, связанных с появлением протяженных пластинчатых частиц σ -фазы.

Выводы

1. Проведено сравнительное исследование механических свойств и микроструктуры синтезированных методом СЛС сплавов ВЖ159 и ЭП648 после СЛС, ГИП с последующим старением и после имитационного отжига. Установлено, что после имитационного отжига, не смотря на коагуляцию частиц упрочняющей γ' -фазы, прочностные характеристики сплава ВЖ159 повышаются при сохранении среднего уровня пластичности материала, что, вероятно, связано с дополнительным образованием частиц σ -фазы. В сплаве ЭП648, наоборот, наблюдается снижение прочности и повышение пластичности материала, что вызвано уменьшением объемной доли выделений упрочняющей σ -фазы и образованием частиц α -Cr, имеющих параметр кристаллической решетки 2,9Å.

2. Построены C-образные кривые выделения частиц ТПУ-фаз в сплаве ВЖ159, полученном методом СЛС.

3. Определена причина дестабилизации системы легирования СЛС-материала ВЖ159 по сравнению с деформированным аналогом: повышение содержания азота при лазерном синтезе в азотной среде приводит к преждевременному выделению частиц ТПУ-фаз (преимущественно σ -фазы). С ростом содержания хрома количество частиц σ -фазы увеличивается, формируются протяженные частицы пластинчатой морфологии, вызывающие значительное снижение пластических характеристик сплава.

4. Показано, что компенсационный сдвиг пределов легирования по хрому с 26–28 до 25–27% не приводит к снижению прочностных

характеристик и жаростойкости сплава, но исключает появление выпадов по пластичности, связанных с появлением протяженных пластинчатых частиц σ -фазы.

Список литературы

1. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В. Эволюция структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч.І // Материаловедение. №3. 2019. С. 9–17. DOI: 10.31044/1684-579X-2019-0-3-9-17.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В. Эволюция структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч.ІІ // Материаловедение. №4. 2019. С. 9–15. DOI: 10.31044/1684-579X-2019-0-4-9-15.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1. С. 3–33.
4. Евгенов А.Г., Сухов Д.И., Неруш С.В., Рогалев А.М. Механические свойства сплава системы Ni-Cr-W-Mo-Al-Ti-Nb, получаемого методом селективного лазерного сплавления // Технология машиностроения. 2016. №3. С. 5–9.
5. Babakr A.M., Al-Ahmari A., Al-Jumayiah K., Habiby F. Sigma Phase Formation and Emdrittellement of Cast Iron-Cromium-Nikel (Fe-Cr-Ni) Alloys // Journal of Minerals&Materials Characterization&Engineering. Vol. 7. #2. Pp. 127-145. 2008.
6. Qin X.Z., Guo J.T., Yuan C., Yang G.X., Zhou L.Z., Ye H.Q. □-Phase behavior in a cast Ni-base superalloy // J Mater Sci (2009) 44:4840-4847.

7. Попов А.А., Банникова А.С., Беликов С.В. Выделение Сигма-фазы в высоколегированных аустенитных хромоникельмолибденовых сплавах // Физика металлов и металловедение, 2009. Т. 108. №6. С. 619–625.
8. Darolia R., Lahrman DF, Field RD. Formation of topologically closed packed phases in nickel base single crystal superalloys // Superalloys 1988 p.255–264.
9. . Calliari I., Zanesco M., Ramous E. Influence of isothermal aging on secondary phases precipitation and toughness of a duplex stainless steel SAF 2205 // J Mater Sci (2006) 41:7643-7449.
10. Морозова Г.И. Закономерность формирования химического состава γ/γ' -матрицы многокомпонентных никелевых сплавов // Доклады АН СССР. 1991. Т. 320. №6. С. 1413.
11. Морозова Г.И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов // Металлы. №1. 1993. С. 38–41.
12. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Висик Е.М., Рассохина Л.И., Тимофеева О.Б. Жаропрочные никелевые сплавы низкой плотности / Литейное производство. 2012. №6. С. 5–11.
13. Морозова Г.И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов // Материаловедение и термическая обработка материалов. №12 (690). 2012. С. 52–56.
14. Левин И.Б., Баранова О.А. Повышение жаропрочности сплава ЭП648 за счет внутреннего азотирования // Сб. Авиационные материалы. М. ВИАМ. 1990. №1. С. 15–22.
15. Байкова Т.П., Лашко Н.Ф., Сорокина К.П. Влияние железа на фазовый состав, структуру и свойства жаростойкого никельхромвольфрамового сплава // Сб. «Фазовый состав, структура и свойства легированных сталей и сплавов». М.: Машиностроение, 1965. С. 55–62.

16. Заводов А.В., Петрушин Н.В., Зайцев Д.В. Микроструктура и фазовый состав жаропрочного сплава ЖС32 после селективного лазерного сплавления, вакуумной термической обработки и горячего изостатического прессования // Письма о материалах, 2017. №7 (2). С. 111–116.

17. Медведев П.Н., Тренингов И.А., Филонова Е.В., Разуваев Е.И. Формирование кристаллографической текстуры и структуры жаропрочных никелевых сплавов в процессе СЛС // М. Сб. трудов III Международной конференции «Аддитивные технологии: настоящее и будущее», 2017. 24 с.

18. Сорокин Л.И., Сидлин З.А., Оценка влияния легирующих элементов на образование пор при сварке никель-хромовых сплавов // Сварочное производство. 1997. №9. С. 22–28.

УДК 669.24'71:548.4:539.374

Структура стальных изделий, полученных методом лазерной 3D-печати

Казанцева Н.В.¹, д.ф.-м.н.; Давыдов Д.И.¹, к.т.н.;
Ежов И.В.¹; Егорова Л.Ю.¹, к.т.н.; Меркушев А.Г.²

kazantseva@imp.uran.ru
davidov@imp.uran.ru
ezhov@imp.uran.ru,
egorova@imp.uran.ru
bb105@mail.ru

¹Институт физики металлов им. М.Н. Михеева, УрО РАН, г. Екатеринбург

²Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

Аннотация:

В докладе исследована структура деталей двигателя, полученных из нержавеющей стали 1.4540 (S15500), изготовленных с помощью лазерного 3D-принтера EOSINT M280 (EOS GmbH). Для аддитивного печати был использован сферический порошок 1.4540 AISI, тип S15500. Обнаружено формирование дендритной структуры и ГЦК текстуры в исследованном изделии. Объемная доля аустенита в образцах, вырезанных для исследования из полученного изделия, составила 34 %.

Ключевые слова:

3D-печать, сталь, структура, свойства

Введение

Мартенсито-стареющая (maraging) нержавеющей сталь 1.4540 с приблизительным массовым составом 15% Cr и 5% Ni (15-5 PH) обладает высокой прочностью, твердостью, коррозионной стойкостью и высокой прочностью при температурах до 315 °C. Эта сталь имеет широкое применение, которое включает в себя детали клапанов, фитинги и крепежные детали, валы, шестерни, оборудование для химических процессов, оборудование бумажной фабрики, детали авиационных двигателей и ядерного реактора [1]. Механические свойства мартенситных нержавеющей сталей с содержанием хрома 12÷17 % получают двумя способами, а именно упрочнением во время процесса гомогенизации и выдержкой (старением) после гомогенизирующего отжига. Обычно этот материал поставляется в отожженном (гомогенизированном) состоянии. Состав и обработка сплава 15-5 PH тщательно контролируются, чтобы минимизировать содержание высокотемпературного δ -феррита [2, 3]. Аддитивные технологии позволяют получать из порошка готовое изделие с высокой плотностью. Магнитные и электрические свойства изделий из стального порошка 1.4540 (15-5PH), полученных методом селективного лазерного сплавления исследованы нами ранее в работе [4].

В докладе представлены результаты структурных исследований деталей двигателя, полученных из нержавеющей стали 1.4540 (S15500), изготовленных с помощью лазерного 3D-принтера.

Материалы и методы исследования

Для изготовления деталей двигателя был использован сферический порошок 1.4540 AISI типа S15500, химический состав порошка приведен в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав порошка стали 1.4540, масс.%

Fe	Cr	Ni	Cu
Bal.	14 - 15.5	3.5 - 5.5	2.5 - 4.5
Si	Nb	C	Mo
≤1	0.3	≤ 0.07	0.2

Образцы были получены в Региональном инжиниринговом центре УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина с помощью лазерного 3D-принтера EOSINT M280 (EOS GmbH), оснащенного иттербиевым волоконным лазером и работающем на длине волны 1075 нм (IPG Photonics Corp.) с лазерным лучом гауссова профиля и диаметром пятна 80 мкм. В качестве гомогенизирующей термообработки был проведен стандартной отжиг для сплавов этого класса сталей при температуре 1038 °С в течение 1,5 часов с последующим охлаждением на воздухе. Структурные исследования проводились с помощью просвечивающего электронного микроскопа Теснаі G2-30 Twin и сканирующего электронного микроскопа JSM 6490 с энергодисперсионным и волновым микроанализом Oxford Inca в Центре электронной микроскопии Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов Института физики металлов Уральского отделения РАН. Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 с использованием Cu K α -излучения.

Результаты

Обычная нержавеющая сталь 1.4540 (15-5PH) является мартенситной как после закалки, так и после гомогенизации. После гомогенизации обычная нержавеющая сталь 1.4540 (15-5PH) состоит из закалочного (атермического) мартенсита, пересыщенного медью, с возможным присутствием феррита и без аустенита [2].

На рисунке 1 приведены результаты рентгеноструктурного анализа образцов, вырезанных из полученной детали в исходном (после 3Д печати) и после гомогенизирующего отжига.

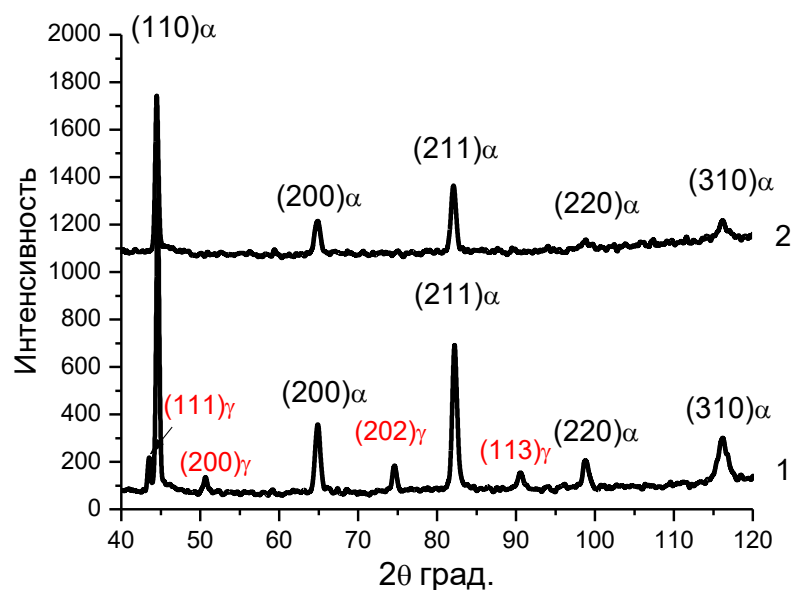


Рис. 1 – Рентгенограммы исследованных образцов: (1) исходный; (2) после гомогенизирующего отжига

Поскольку содержание углерода в нержавеющей стали 1.4540 низкое, то в случае формирования мартенсита в образце, кристаллическая решетка мартенсита будет близка к кубической с параметром, близким к параметру феррита. В этом случае трудно будет отличить линии феррита от мартенсита на рентгенограммах. Аустенит имеет ГЦК структуру, которая в низкоуглеродистых сталях является стабильной при температуре выше 735 °С. Остаточный аустенит может сохраняться в образце при комнатной температуре из-за неполного превращения ГЦК→ОЦК [5].

Как можно видеть из рис. 1, образец в исходном состоянии (3Д) имеет двухфазную структуру: $\gamma + \alpha$ (ГЦК + ОЦК). Объемная доля аустенита была определена согласно уравнению Миллера [6]:

$$V_{\gamma} = 1.4 \cdot I_{\gamma} / (I_{\alpha} + 1.4 \cdot I_{\gamma}),$$

где I_{γ} – среднее значение суммы интегральных интенсивностей пиков аустенита (ГЦК) (200), (220) и (311) и I_{α} – среднее значение суммы интегральных интенсивностей пиков (200), (211) феррита (ОЦК), соответственно. Расчетная объемная доля аустенита (V_{γ}) составила 34 %.

Расчет параметра кристаллической решетки ГЦК фазы: $a = 0,3598$ нм.

Параметр решетки ОЦК фазы: $a = 0,2876$ нм.

После гомогенизирующего отжига линии ОЦК фазы смещаются относительно позиций линий исходного 3D-образца и становятся шире. Увеличение полуширины дифракционных линий возможно связано с наложением линий фаз, параметры кристаллических решеток которые очень близки друг к другу. В нашем случае это означает, что в образце присутствуют две ОЦК-фазы (феррит и мартенсит). При этом линии ГЦК фазы исчезают.

На рисунке 2 приведены результаты оптического исследования исходного изделия (3D). Микроструктура изделия неоднородна. Наблюдается формирование ячеисто-дендритной структуры с характерными 90 градусными дендритными ветками, направление которых меняется в различных частях детали. В центральной части можно видеть только одно направление дендритов (рис. 2, а, указано стрелкой), а в узкой части детали (перо) обнаружены два крестообразных дендритных направления (рис. 2,б, указано стрелками).

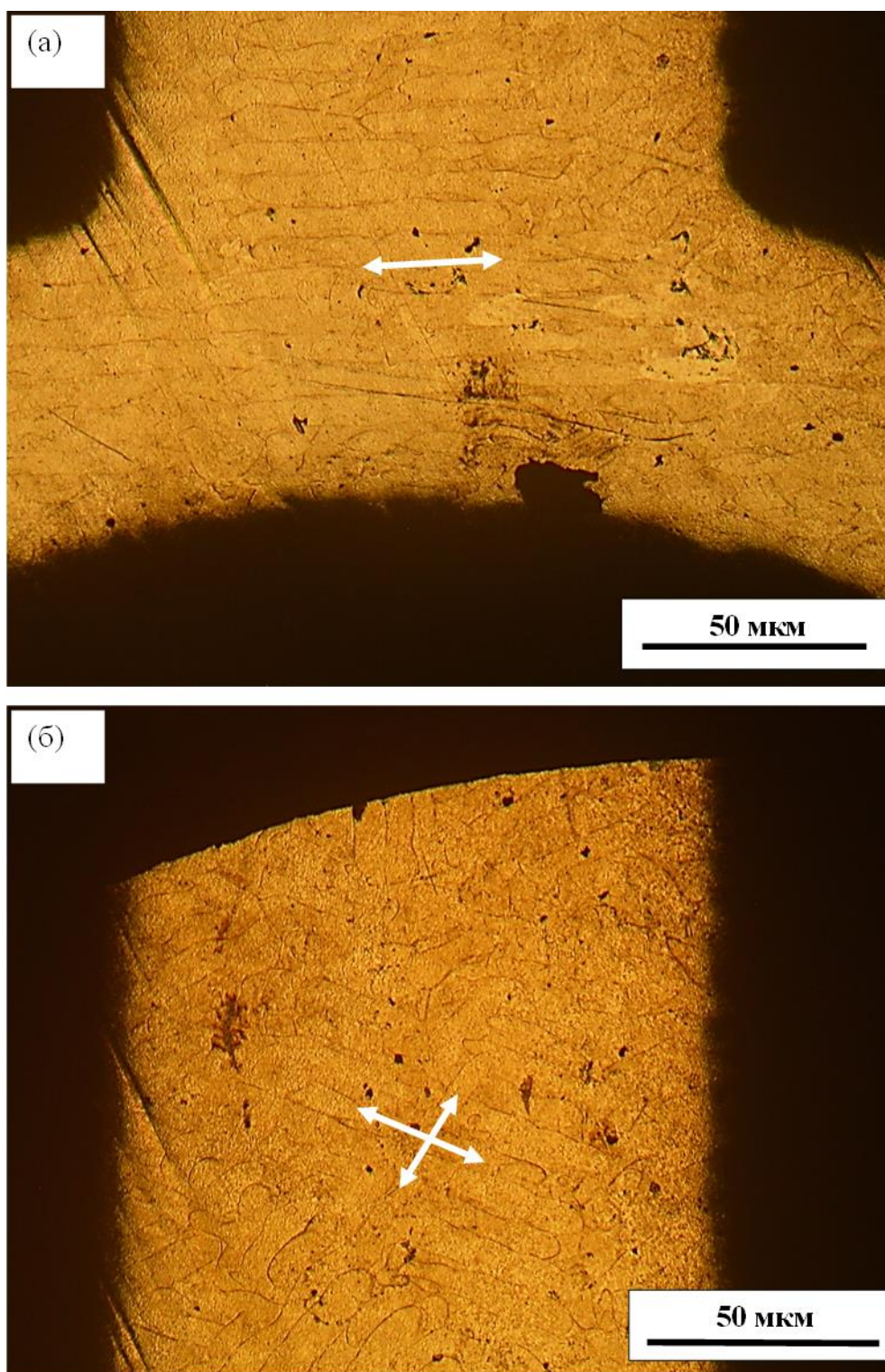


Рис. 2 – Структура исходной детали (3D), разные участки, оптика

На рисунке 3 приведены результаты текстурного анализа исходного состояния образца (3D) и обзорная карта распределения ориентировок исходного материала.

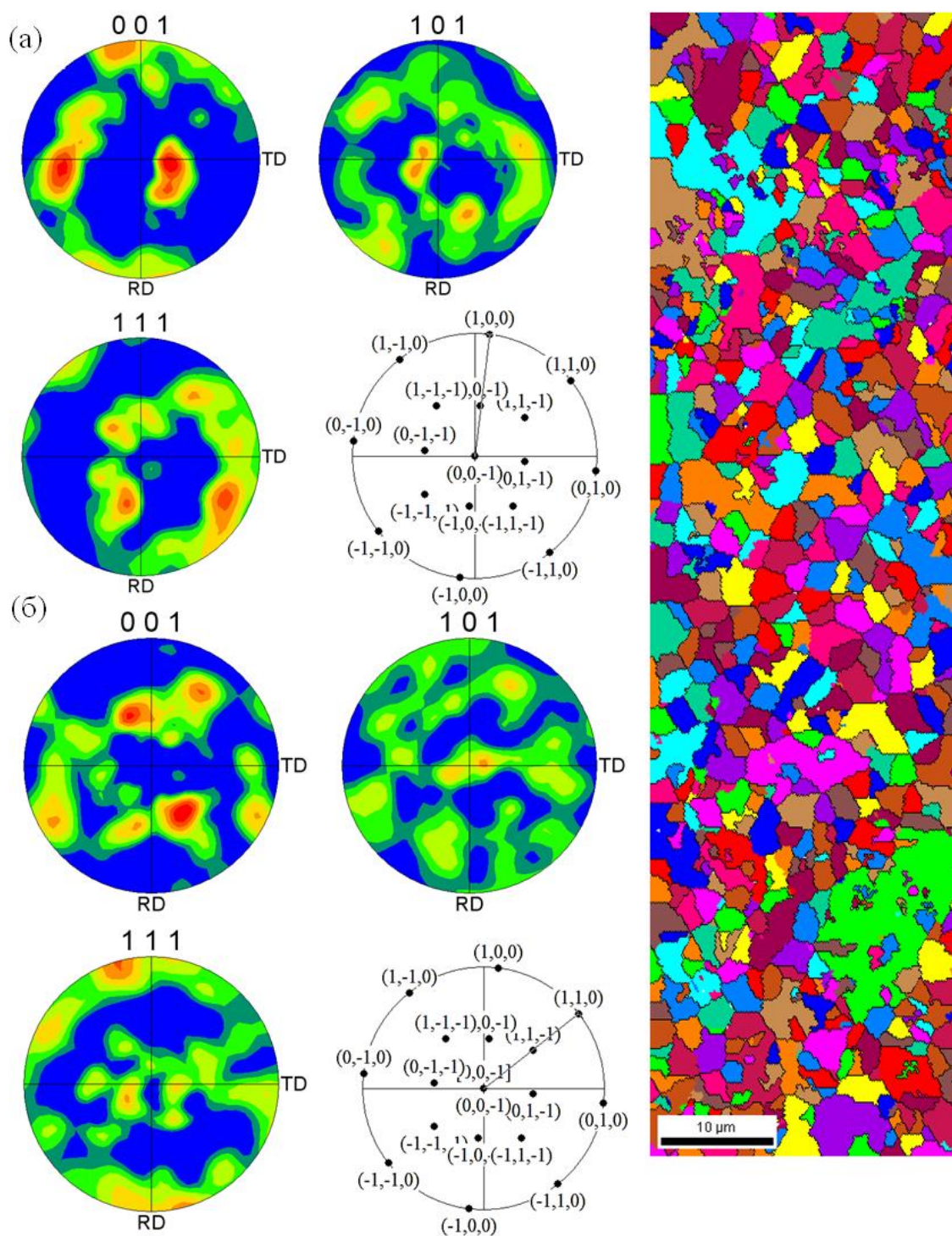


Рис. 3 – Полусные фигуры исходного состояния образца (3D):
(а) – аустенит, (б) – феррит

Средний размер зерен в исходном состоянии составил 3–5 мкм.

В металлах с кубической решеткой (ГЦК и ОЦК) наибольшая скорость роста кристаллов наблюдается в направлениях ребра куба. При обычной кристаллизации в изложнице это приводит к формированию зоны столбчатых кристаллов, вытянутых вдоль ребра куба. Таким образом, учитывая порядок формирования кубических фаз и ориентационные соотношения между ними в исследованном сплаве, при обычной кристаллизации можно ожидать кубическую $\langle 100 \rangle \{100\}$ текстуру аустенита. Образцы для данного исследования были вырезаны из детали, полученной при горизонтальном расположении в 3D-принтере. Известно, при изготовлении образцов в лазерном 3D-принтере также формируются столбчатые зерна, вытянутые в направлении построения образца []. Таким образом, в нашем случае можно ожидать появление столбчатых зерен при поперечном сечении детали. В данной работе мы анализировали плоскую поверхность детали (рис. 2), это объясняет присутствие слабой ростовой кубической текстуры аустенита, формирующейся с небольшим отклонением от направления $[001](100)$, перпендикулярного ребру куба (рис. 3, а). При протекании наследственного текстурно-фазового перехода ГЦК→ОЦК в соответствии с ориентационными соотношениями Курдюмова-Закса должна наблюдаться слабая текстура $[001](110)$ ОЦК фазы (феррита / мартенсита) (см. схему рис. 3, б) [5]. Подобный наследственный текстурно-фазовый переход был обнаружен в образцах из сплава Ti-6Al-4V, также полученных методом селективного лазерного сплавления [8]. Однако в нашем случае такого наследования не обнаружено (рис. 3, б).

EBSD анализ исходных образцов (3D) показал, что объемная доля аустенита составляет 34 %. Это значение совпадает с полученным из результатов рентгеновских исследований (рис. 4).

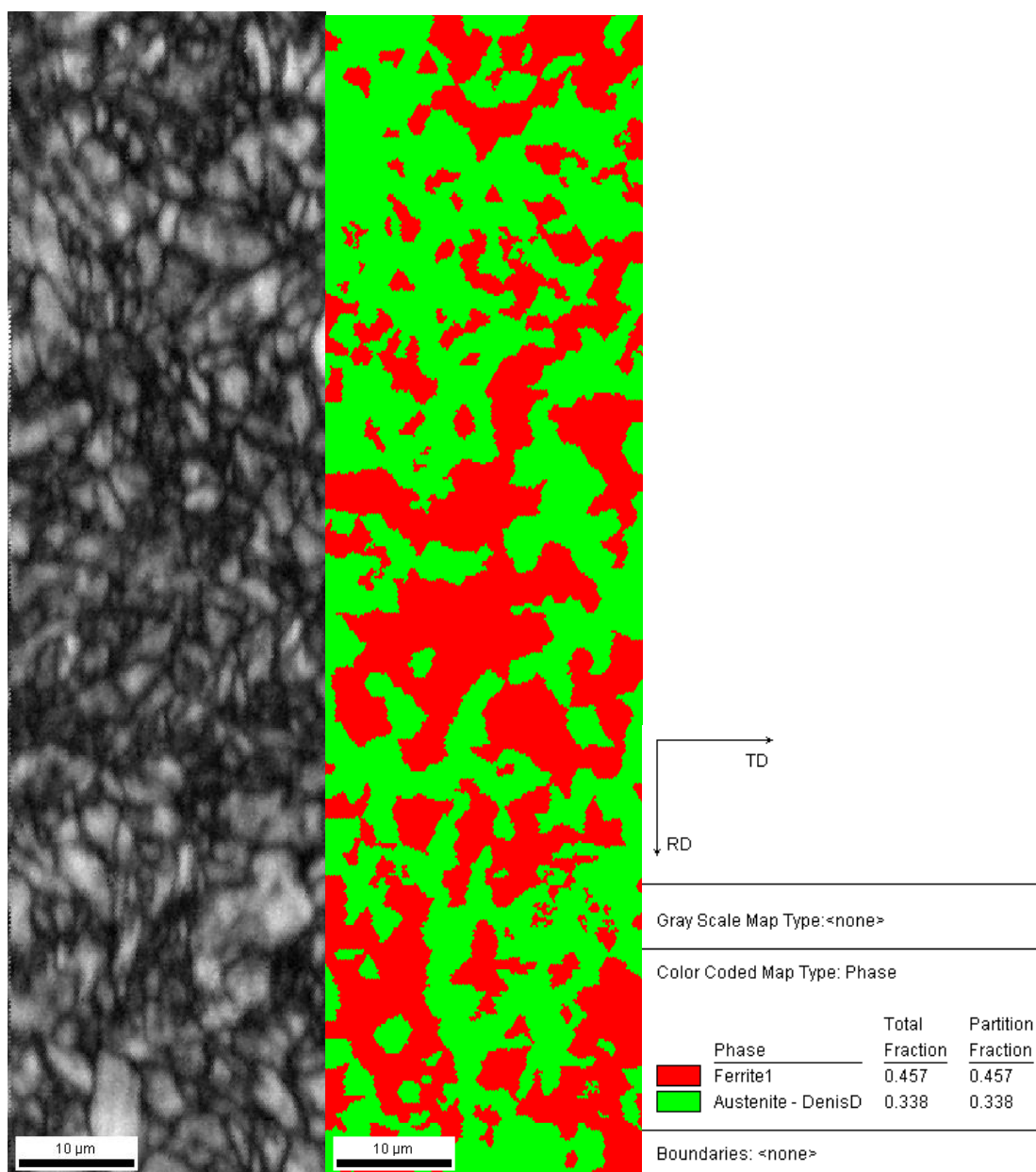


Рис. 4 – Результаты EBSD анализа исходного образца (3D)

Области остаточного аустенита и феррита обнаружены в структуре исходного образца (3D) с помощью просвечивающей электронной микроскопии (рис. 5). Остаточный аустенит выглядит как прослойки между ферритовыми областями (рис. 5, в). Между ферритом и остаточным аустенитом выполняются ориентационные соотношения Курдюмова-Закса [5]:

$$\begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix}_{\alpha} = \begin{pmatrix} 1 & 1 & 0 \\ -1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix}_{\gamma}, \quad \begin{pmatrix} h \\ k \\ l \end{pmatrix}_{\gamma} = \begin{pmatrix} 1 & -1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} h \\ k \\ l \end{pmatrix}_{\alpha}.$$

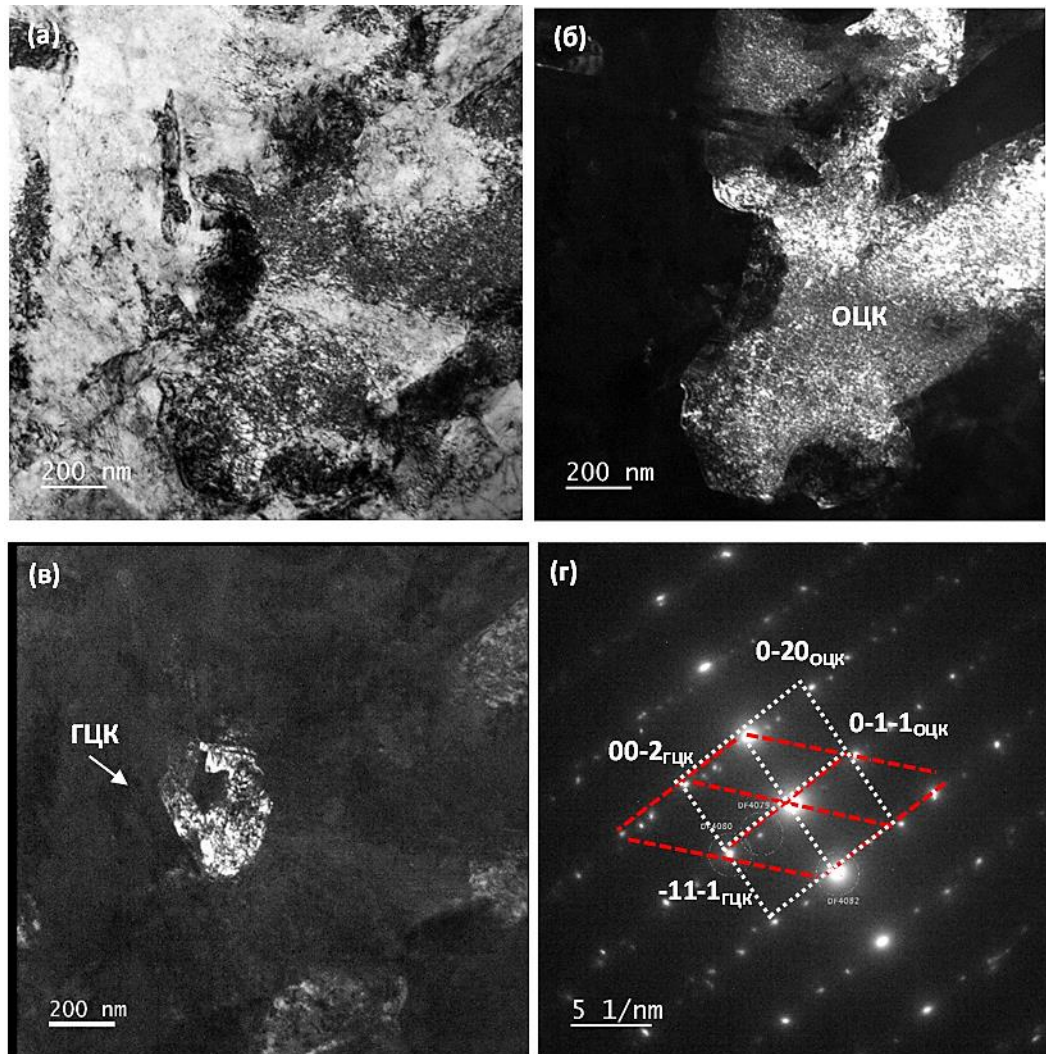


Рис. 5 – Микроструктура исходного образца (3D), ПЭМ: (а) светлопольное изображение; (б) темнопольное изображение, полученное с помощью ОЦК-рефлекса; (в) темнопольное изображение, полученное с помощью ГЦК-рефлекса; (г) электронограмма к (а) - (в), ось зоны $[110]_{\gamma} \parallel [100]_{\alpha}$

Наличие мартенсита в исходном образце (3D) подтверждено электронно-микроскопическими исследованиями. Характерной особенностью мартенсита является его форма. В низкоуглеродистых, среднеуглеродистых и мартенсито-стареющих сталях закалочный мартенсит образуется в виде пакетов пластин. Пакет состоит из параллельных реек, вытянутых в направлении $\langle 111 \rangle_{\alpha} \parallel \langle 011 \rangle_{\gamma}$ [5]. На рисунке 5 показана

область двойников пакетного мартенсита. Плоскость двойникования (2-11) ОЦК.

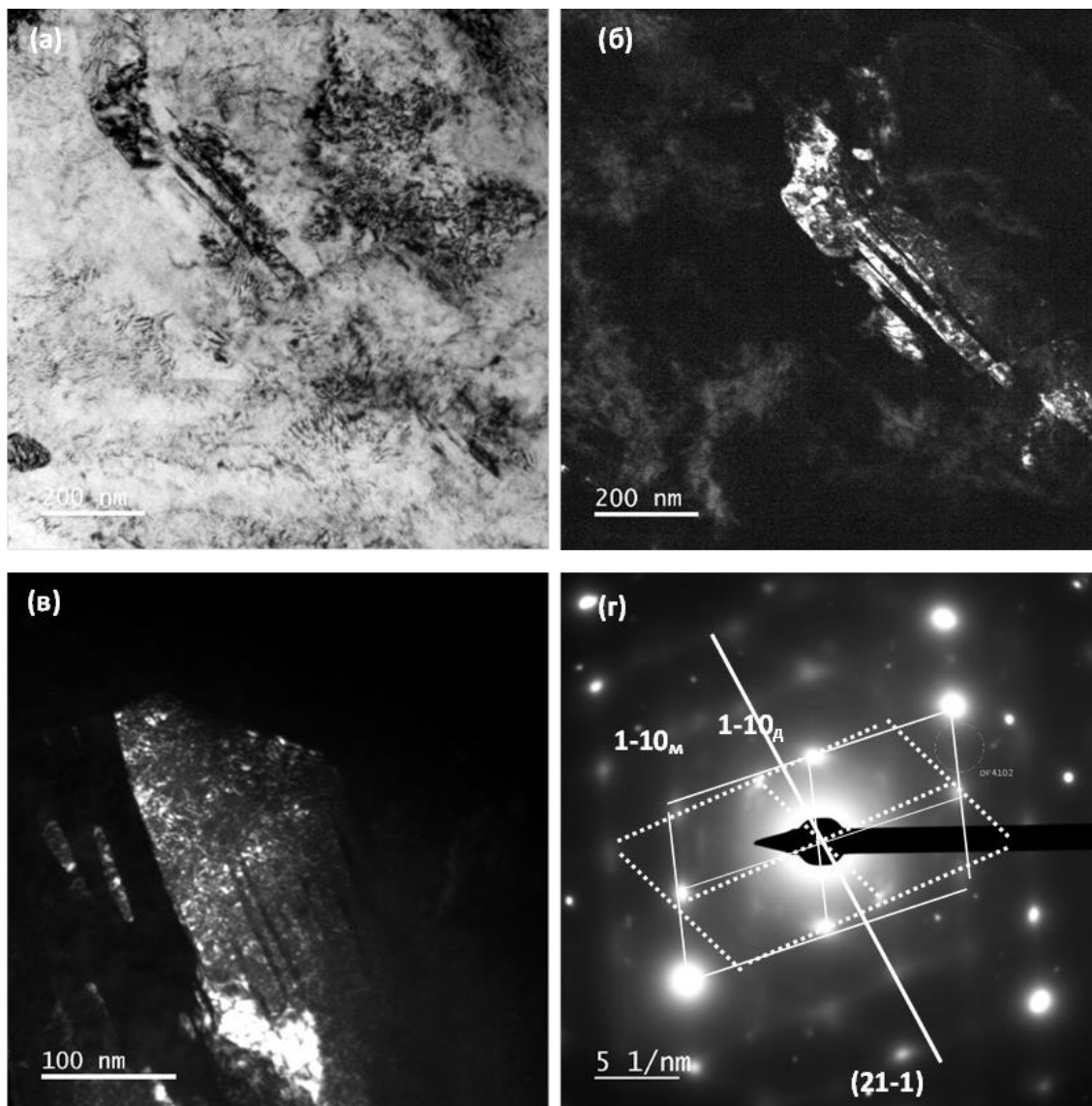


Рис. 6 – Двойники в пакетном мартенсите в структуре исходного образца (3Д), ПЭМ: (а) светлопольное изображение; (б) темнопольное изображение в рефлексе двойника; (в)- темнопольное изображение в рефлексе матрицы; (г) электронограмма к (а)-б), ось зоны [113] м, плоскость двойникования (21-1)

Обычно формирование пакетного мартенсита снижает внутренние напряжения в материале за счет перераспределения дефектов на границах реек в пакете [3]. Присутствие двойников в исходном образце (3D) свидетельствуют о высоком уровне остаточных внутренних упругих напряжений. Такие напряжения встречаются в различных сплавах,

полученных методом селективного лазерного сплавления и могут рассматриваться как особенности лазерного процесса формирования образца [9]. Двухфазная структура (ОЦК + ГЦК) была обнаружена в образце, полученном методом селективного лазерного сплавления из порошка стали 1.4540 в [10]. Согласно авторам этой работы [10], объемная доля аустенита составляла 10 %, а мартенсита – 90 %. Доказательств присутствия ферритной фазы обнаружено не было. Возможно это было связано с очень малым размером зерна (~0,4 мкм). Просвечивающая электронная микроскопия также подтверждает результаты рентгеноструктурного анализа в отношении кубической кристаллической решетки мартенсита.

Заключение

Результаты проведенного исследования показали, что в структуре детали, полученной из порошка мартенсито-стареющей стали 1.4540 методом селективного лазерного сплавления. В исследованном стальном 1.4540 образце, полученном селективным лазерным сплавлением, обнаружены три фазы: атермический мартенсит, остаточный аустенит и феррит. Расчетная объемная доля аустенита составила 34%. Мартенситная фаза имеет кубическую (ОЦК) и формируется в виде тонких пластин (~100 нм) с двойниками. Обнаружено присутствие дендритной структуры, с различной ориентацией дендритных веток в разных участках детали.

Работа выполнена в рамках государственного задания по темам «Диагностика» №АААА-А18-118020690196-3 и «Давление» №АААА-А18-118020190104-3.

Список литературы

1. Abdelshehid M., Mahmodieh K., Mori K., Chen L., Stoyanov P., Davlantes D., Foyos J., Ogren J., Clark Jr. R., Es-Said O.S. On the correlation

between fracture toughness and precipitation hardening heat treatments in 15-5PH Stainless Steel // Engineering Failure Analysis. 2007. 14. P. 626–631.

2. 15-5PH Stainless Steel, UNS S15500 (AK Steel Corporation, 2005).
3. Потак Я. М. Высокопрочные стали / Я.М. Потак. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
4. Kazantseva N.V., Merkushev A.G., Shishkin D.A., Ezhov I.V., Davidov D.I., Rigmant M.B., Terent'ev P.B., Egorova L.Yu. Magnetic Properties and Structure of Products from 1.4540 Stainless Steel Manufactured by 3D Printing // Physics of Metals and Metallography. 2019. 120. P. 1270–1275.
5. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. М. : Наука, 1977. 236 с.
6. Miller R.L. A Rapid X-Ray Method for the Determination of Retained Austenite // Transactions of the American Society for Metals. 1964. 57 P. 892–899.
7. Krakhmalev P., Fredriksson G., Yadroitsava I., Kazantseva N., du Plessis A., Yadroitsev I. Deformation Behavior and Microstructure of Ti6Al4V Manufactured by SLM // Physics Procedia. 2016. 83. P. 778–788.
8. Казанцева Н.В., Крахмалев П.В., Фредрикссон Г., Виноградова Н.И., Ядройцев И.А., Ежов И.В. Двойники в сплавах Ti-6Al-4V после селективного лазерного сплавления // Титан. 2017. 2 (55). С. 5–10.
9. Kazantseva N. Main factors affecting the structure and properties of titanium and cobalt alloys manufactured by the 3D printing// IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series 1115 (2018) 042008, P.P. 1–7.
10. Korznikova G.F., Tzibizova T.N., Sergeyev S.N., Smirnov V.V., Pavlinich S.P., Gunderov D.V., Khalikova G.R., Mulyukov R.R. Analysis of microstructure of additively manufactured stainless steel // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2018. 447 P. 012019.

УДК 620.193:621.791

Исследование свариваемости и межкристаллитной коррозии образцов из сплава AlSi10Mg, полученных методом селективного лазерного плавления

Федотов С.А., к.х.н.; Рожкова Ю.Н.;

Федотова Н.С., к.т.н.; Митрошков И.А.

mailbox75@vniia.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л Духова» (ФГУП ВНИИА им. Н.Л. Духова)

Аннотация:

Свариваемость и коррозионное поведение сплава во многом зависят от химического состава и микроструктуры. Изделия из силуминов, полученные методом селективного лазерного плавления (СЛП), имеют структуру отличную от литого состояния сплава. В работе исследованы различные режимы сварки образцов алюминиевого сплава AlSi10Mg в синтезированном состоянии и литого силумина. Проведено сравнение склонности к межкристаллитной коррозии образцов из литого силумина и образцов силумина, полученных методом СЛП.

Ключевые слова:

селективное лазерное плавление, алюминиевые сплавы, AlSi10Mg, свариваемость, межкристаллитная коррозия

Введение

Использование аддитивных технологий позволяет повысить технологичность и коэффициент использования материала на 10–15 % по сравнению с производством изделий методом литья. Наиболее перспективным методом аддитивного производства деталей из алюминиевых сплавов является СЛП [1, 2].

Наиболее изученным литейным алюминиевым сплавом, применяемым для аддитивного производства, является силумин AlSi10Mg .

Коррозионная стойкость сплава зависит от распределения легирующих элементов и микроструктуры сплава. В литом состоянии силумины обладают дендритной структурой: кристаллы твердого раствора алюминия, окруженные эвтектической смесью алюминия и кремния. Сплавы, полученные методом СЛП, имеют характерную трековую структуру. Тонкая структура представляет собой ячейки твердого раствора алюминия, окруженные по границам частицами кремния и магния. Подобная микроструктура образуется в виду преобладания ячеистого фронта кристаллизации при остывании ванны расплава [3, 4].

Технологическая сложность сварки алюминиевых сплавов заключается в способности окисной пленки алюминия адсорбировать газы, особенно водяной пар.

Оксидная пленка на поверхности алюминия и его сплавов затрудняет процесс сварки. Она не растворяется в процессе сварки, в виду высокой температуры плавления, и затрудняет образование общей ванны расплава. Окисные включения, попавшие в ванну расплава, снижают свойства сварных соединений. Также оксидная пленка является источником газов, что приводит к возникновению несплошностей.

Для осуществления сварки алюминия и его сплавов необходимо предпринять меры для удаления окисной пленки, защиты металла от

повторного окисления и минимизации концентрации растворенного водорода в металле [5].

В настоящей работе исследована способность образования сварных соединений и коррозионная стойкость образцов из сплава AlSi10Mg, полученного методом СЛП. Для сравнения проведены исследования тех же параметров образцов из литейного алюминиевого сплава АЛ4.

Материалы и методы исследования

Объектами исследования являются образцы силумина AlSi10Mg, полученные методом СЛП из порошка импортного производства, и образцы литого силумина АЛ4 (ГОСТ 1583-93).

Микрошлифы изготавливали на шлифовально-полировальном станке Tegramin-30.

Анализ микроструктуры проводили на металлографическом микроскопе OLYMPUS GX51 при увеличении 25^x, 100^x.

Исследование распределения химических элементов по поверхности образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе Hitachi TM3000 с системой микроанализа.

Сварку образцов стыковым швом проводили 2 способами: аргонодуговой и электронно-лучевой сваркой. Кромки образцов перед сваркой были механически зачищены.

Ускоренные испытания на межкристаллитную коррозию (МКК) проводили по ГОСТ 9.021-74 на образцах с необработанной поверхностью и с токарной обработкой поверхности. Оценку результатов испытаний проводили металлографическим методом, при этом шлиф исследовали при увеличении $\times 100$ в травленном и нетравленном виде.

Результаты и обсуждение

Структура сварного шва образцов синтезированного сплава AlSi10Mg, полученного с помощью аргонодуговой сварки, и распределение алюминия и кремния по поверхности сварного шва представлены на рис. 1.

Сварной шов имеет выпуклость 1,27 мм над поверхностью основного металла. Глубина проплавления составляет 2,27 мм.

В сварном шве присутствует большое количество мелких и крупных пор. Средний размер пор находится в пределах 100 мкм, крупные поры достигают 480 мкм в диаметре. В корне шва обнаружена трещина, распространяющаяся вглубь сварного шва (рис. 1,а). Сварной шов имеет микроструктуру литого силумина с пластинчатыми кристаллами эвтектического кремния. «Скелетная» микроструктура образует грубую сетку практически на всей протяженности сварного шва, что приводит к значительному ухудшению механических свойств неразъемного соединения. В зоне термического влияния происходит коагуляция частиц кремния и магния.

Кремний скапливается на границах сварного шва и основного металла (рис. 1,б). Также сегрегации кремния прослеживаются в области трещины в корне сварного шва.

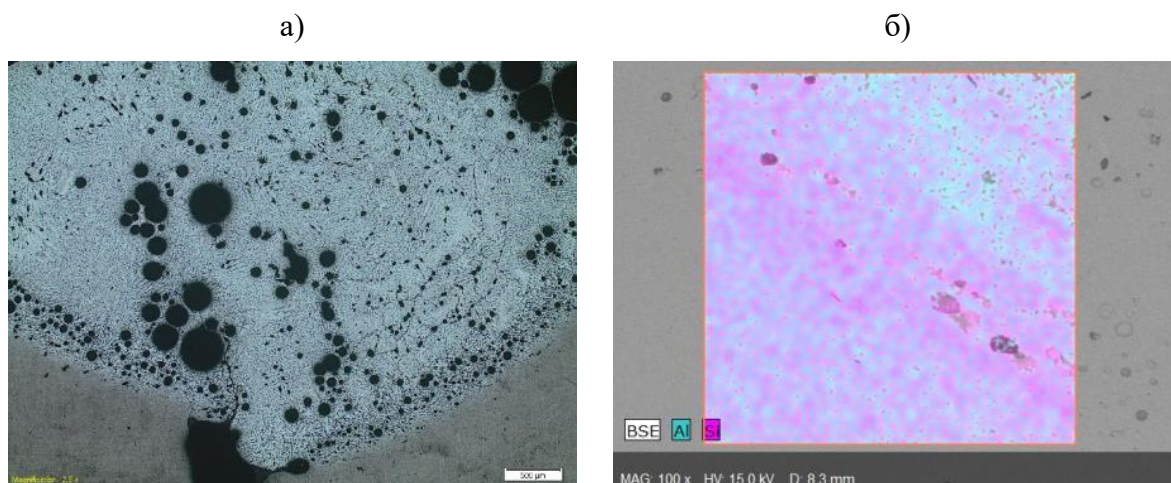


Рис. 1 – Стыковой шов образцов сплава AlSi10Mg аргонодуговой сваркой:

- а) структура сварного шва $\times 25$ крат,
- б) распределение алюминия и кремния на границе сварного шва $\times 100$ крат

Структура сварных швов образцов синтезированного сплава AlSi10Mg , полученных с помощью электронно-лучевой сварки, и распределение кремния по поверхности сварных швов представлены на рис. 2.

Сварной шов после одного прохода луча имеет выпуклость 0,35 мм. Глубина проплавления – 3,59 мм.

Вдоль границы сварного шва и основного металла локализуется большое количество пор, средний размер которых составляет 80 мкм. В центральной части и вплоть до поверхности сварного шва располагаются крупные поры от 200 до 560 мкм в диаметре (рис. 2, а).

Сварной шов имеет дендритную микроструктуру литого силумина с зернистой эвтектической фазой. Кремний стягивается в зону сварного шва (рис. 2, б). Наблюдаются области зональной ликвации кремния сферической формы. Зачастую данные области являются продолжением пор, дополняя их до округлой формы. Кремний в этом объеме имеет грубую «скелетную» структуру. Предположительно, образуются зоны аномального перегрева, в которых твердый раствор алюминия выкипает или уходит в зоны более низких температур, в то время как кремний локализуется в зоне перегрева и затем кристаллизуется в сферические области, сводя к минимуму поверхностную энергию кристаллизации. В металле шва присутствуют включения оксидных пленок.

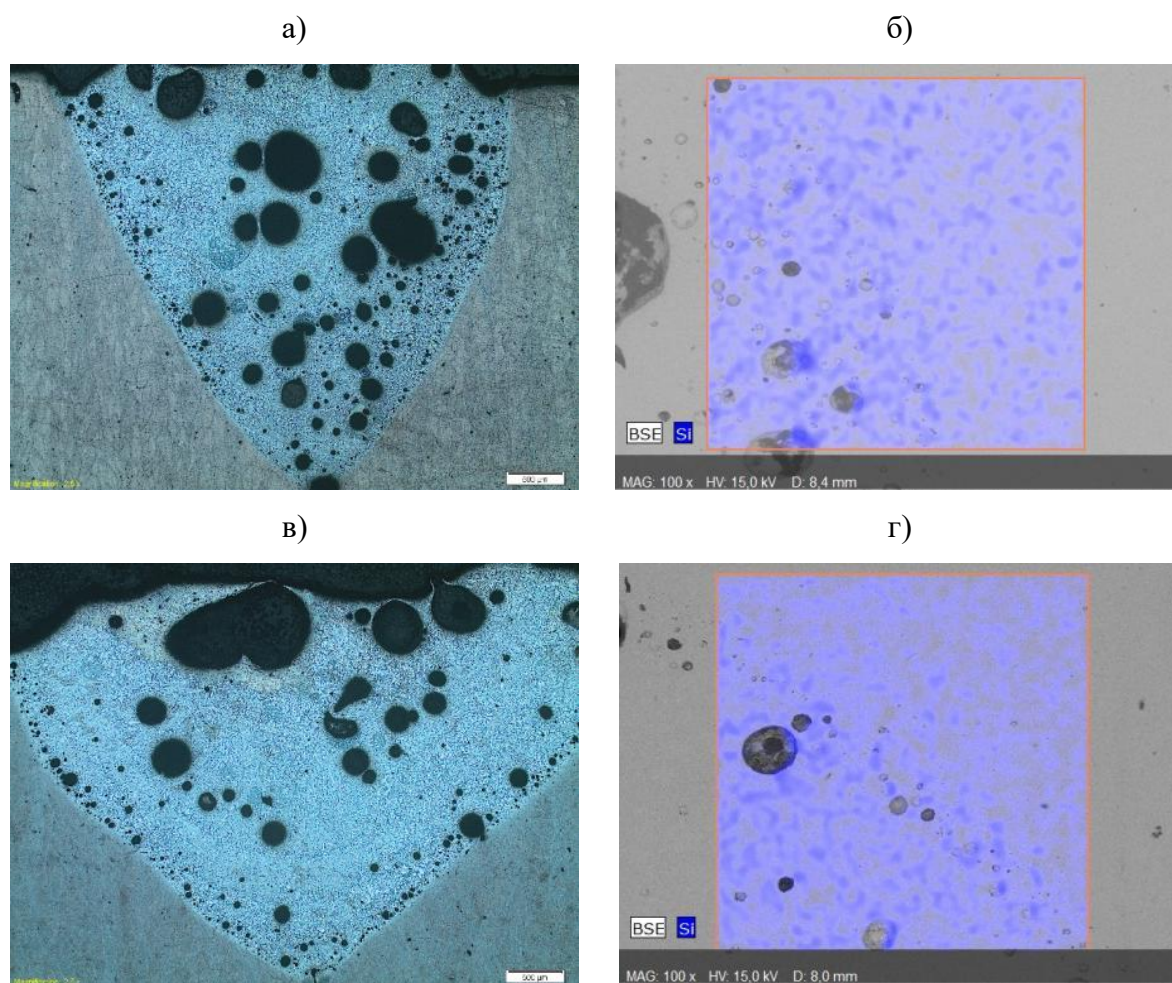


Рис. 2 – Стыковые швы образцов сплава AlSi10Mg электронно-лучевой сваркой:
 а) структура сварного шва после 1 прохода луча $\times 25$ крат, б) распределение кремния на границе сварного шва после 1 прохода луча $\times 100$ крат, в) структура сварного шва после 2 прохода луча $\times 25$ крат, г) распределение кремния на границе сварного шва после 2 проходов луча $\times 100$ крат

Сварной шов после второго прохода луча имеет выпуклость 0,53 мм. Глубина проплавления составляет 3,10 мм.

В зоне границы сварного шва и основного металла присутствует большое количество мелких пор со средним размером 35 мкм. В теле шва и ближе к поверхности располагается область крупных пор от 150 до 450 мкм в диаметре. Размер пор увеличивается ближе к поверхности металла шва (рис. 2, в). Это можно объяснить ухудшением теплоотвода по мере приближения к поверхности сварного шва, так как электронно-лучевая сварка проводится в

вакууме. Соответственно, в этой зоне расплавленный металл дольше всего находится в жидком состоянии, возможен локальный перегрев, который приводит к кипению металла.

Металл сварного шва имеет микроструктуру литого силумина с пластинчатым эвтектическим кремнием. Кремний также стягивается в область сварного шва. Наблюдаются зоны локальной ликвации кремния, как и в случае сварки с одним проходом луча (рис. 2, г). Но области ликвации расположены ближе к поверхности сварного шва в зоне крупных пор. Присутствуют включения оксидных пленок в металле шва.

Структура сварного шва образцов литого силумина АЛ4, полученного с помощью электронно-лучевой сварки в 2 прохода, представлена на рис. 3.

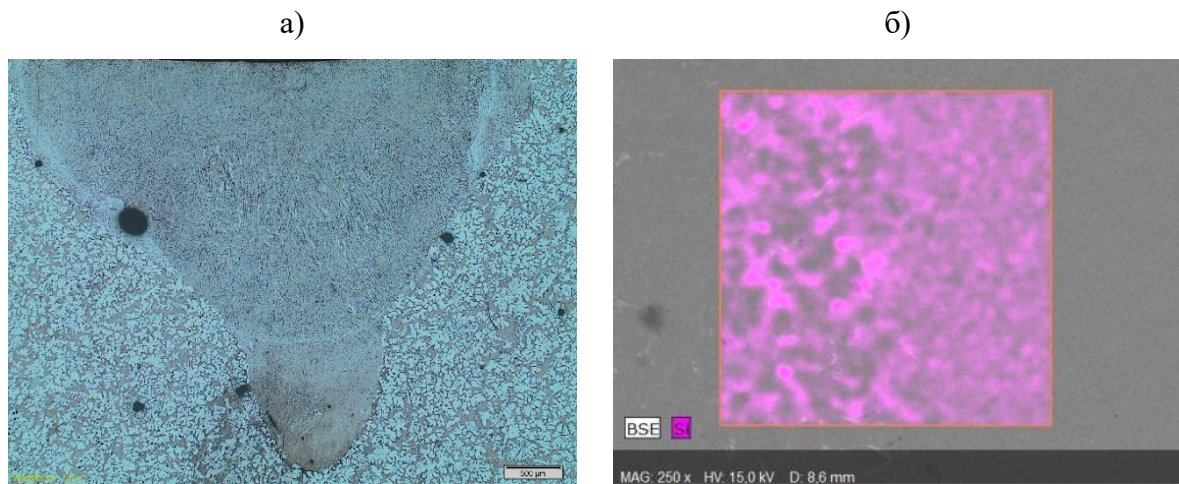


Рис. 3 – Стыковой шов образцов сплава АЛ4 электронно-лучевой сваркой в 2 прохода: а) структура сварного шва $\times 25$ крат, б) распределение кремния на краю сварного шва $\times 250$ крат

Сварной шов имеет вогнутость 0,1 мм. Глубина проплавления составляет 3,88 мм.

Микроструктура сварного шва характерна мелкодисперсной дендритной структуре литого силумина. Кристаллы кремния обладают зернистой структурой и равномерно распределены по объему металла. Присутствует область столбчатых зерен, вытянутых вдоль направления

градиента температуры (рис. 3, а). Мелкие поры в сварном шве отсутствуют, встречаются единичные крупные поры размером в пределах 200 мкм. Данными порами можно пренебречь в рамках пористости основного металла. Присутствуют единичные включения окисных пленок в сварном шве.

Кремний распределен равномерно по всему объему сварного шва (рис. 3, б).

Результаты испытания образцов сплавов на МКК представлены на рис. 4.

Образец силумина в литом состоянии склонен к МКК. Пораженные участки располагаются практически по всему краю шлифа. Коррозия прогрессирует по эвтектической составляющей (рис. 4, а). Максимальная глубина проникновения коррозии составляет 439 мкм.

Образец синтезированного сплава без обработки поверхности не склонен к МКК. Локально встречаются 1-2 зоны поражения на краю шлифа. Коррозия протекает по границе треков (рис. 4, б). Максимальная глубина проникновения коррозии достигает 324 мкм. По традиционной теории склонность к МКК больше у деталей без механической обработки поверхности (с высокой шероховатостью поверхности), в данном случае наблюдается обратная ситуация. Это можно объяснить дополнительным обходом контура образца лучом лазера, что способствует заплавлению мест благоприятных для развития коррозии. Коррозия локализуется в зонах точечного непроплава, обусловленного обсыпанием металлопорошковой композиции.

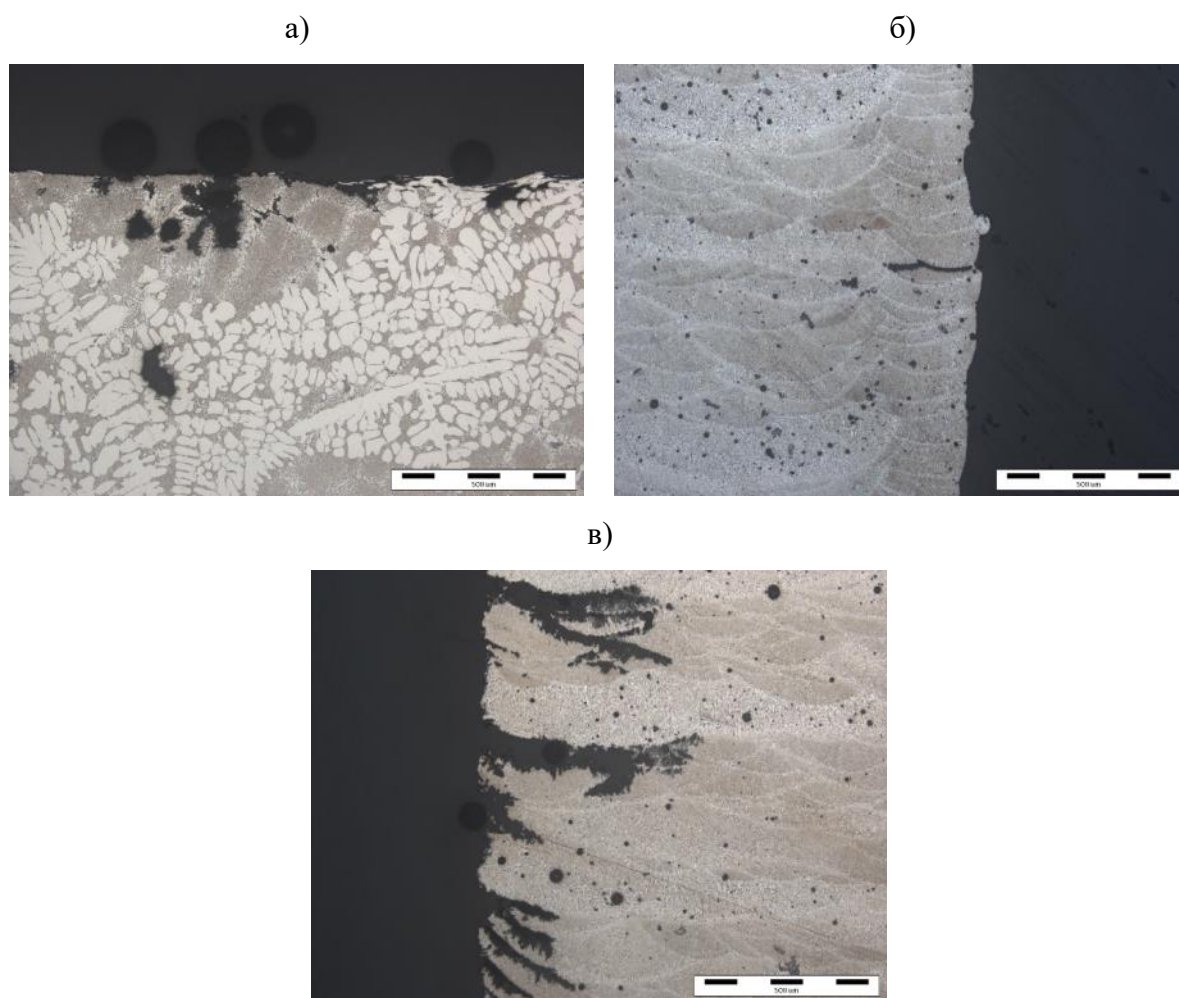


Рис. 4 – Изображения микроструктуры ($\times 100$ крат) образцов сплавов после испытания на МКК: а) АЛ4, б) AlSi10Mg с необработанной поверхностью, в) AlSi10Mg с токарной обработкой поверхности

Образец сплава с токарной обработкой поверхности склонен к МКК. Коррозия интенсивно прогрессирует по границам треков практически по всему краю шлифа (рис. 4, в). Максимальная глубина проникновения коррозии составляет 785 мкм. Столь сильную склонность к МКК можно объяснить снятием внешнего контура проплавления образца. Открывается доступ агрессивной среды к порам и дефектам микроструктуры, которые являются концентраторами для развития локальной коррозии.

Заключение

1. Образцы синтезированного сплава AlSi10Mg имеют ограниченную свариваемость электронно-лучевой сваркой. Количество пор уменьшается после второго прохода электронным лучом, но микроструктура сварного шва грубеет, что не может не сказаться на механических свойствах неразъемного соединения. Зональная ликвация кремния сохраняется. Необходимо оптимизировать параметры процесса сварки и минимизировать количество газа в основном металле.

2. Образцы синтезированного сплава AlSi10Mg имеют плохую свариваемость аргонодуговой сваркой. В соединении присутствуют ликвационные горячие трещины и большое количество пор. В микроструктуре сварного шва эвтектический кремний обладает грубой «скелетной» структурой.

3. Образцы литого силумина АЛ4 хорошо свариваются электронно-лучевой сваркой. Единичные поры в сварном шве не оказывают влияние на прочностные характеристики неразъемного соединения.

4. Образцы сплава с токарной обработкой поверхности и литого силумина АЛ4 склонны к МКК. В образце синтезированного сплава коррозия прогрессирует по границам треков, в образце литого силумина – по границам зерен, интенсивнее поражается эвтектическая составляющая. Образец синтезированного сплава без обработки поверхности менее всего склонен к МКК. Это обуславливается наличием проплавленного внешнего контура у образца, который препятствует проникновению агрессивной среды к дефектам микроструктуры.

Список литературы

1. Gibson I., Rosen D.W., Stucker B. Additive manufacturing technologies. Rapid prototyping to direct digital manufacturing. – New York, USA: Springer, 2009. 459 pp.

2. Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 195–211.
3. Reynier I. Revilla, Jingwen Liang, Stephane Godet, Iris De Graeve. Local Corrosion Behavior of Additive Manufactured AlSiMg Alloy Assessed by SEM and SKPFM // Journal of The Electrochemical Society. 2017. № 164 (2). P. 27–35.
4. Фомина М.А., Дынин Н.В., Шуртаков С.В., Морозова С.Е. Коррозионное поведение алюминиевого сплава системы Al-Si-Mg, синтезированного методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2018. № 4 (64). С. 91–100.
5. Сварка в машиностроении: Справочник. В 4-х т. /Ред-С 24 кол.: Г. А. Николаев (пред.) и др. – М.: Машиностроение, 1978. – Т. 2 / Под ред. А.И. Акулова. 1978.

УДК 678.073

**Влияние ориентации макромолекул на формоустойчивость
и физико-механические свойства деталей из полиэтилена,
полученных способом FDM-печати**

Кондрашов С.В., д.т.н.; Пыхтин А.А., к.т.н.; Ларионов С.А.;

Гусева М.А., к.х.н.; Мельников А.А., к.т.н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Исследовано влияние скорости движения сопла 3D-принтера и температуры рабочего стола на формоустойчивость, структуру и физико-механические свойства образцов из полиэтилена, изготовленных способом FDM печати. Показано, что увеличение скорости перемещения сопла от 10 до 90 мм/с приводит к монотонному уменьшению степени кристалличности (с 47 до 35 %). Одновременно уменьшается стрела прогиба (с 2,44 до 0,76 мм). С увеличением скорости предел прочности и относительное удлинение изменяются немонотонно. Вначале эти величины практически постоянны, а затем быстро уменьшаются (с 9,1 до 5,76 МПа и с 343 до 160 %). Установлено, что тонкие 0,3 мм пленки, полученные способом FDM-печати, находятся в ориентированном состоянии. Степень вытяжки возрастает с ростом температуры рабочего стола и составляет 93–216 %. Повышение температуры рабочего стола уменьшает стрелу прогиба детали и степень её кристалличности. Показано, что возможной причиной наблюдаемых закономерностей являются релаксационные процессы ориентированных макромолекул в расплаве, которые протекают при его остывании.

Ключевые слова:

аддитивные технологии, FDM-печать, полиолефины, физико-механические свойства, степень кристалличности

Введение

В настоящее время развитие аддитивных технологий (АТ), рассматривается как одно из ключевых направлений, обеспечивающих переход к четвертой промышленной революции (Индустрия 4.0) [1–3]. Ярко выраженной тенденцией совершенствования АТ является не только изготовление макета, но и переход к печати полнофункционального изделия [4].

Технология FDM-печати (Fusing Deposition Modeling) печати является одной из разновидностей аддитивных технологий. В этом способе (рис. 1) послойное увеличение высоты модели достигается последовательной укладкой в соответствии с выбранным алгоритмом нити расплава термопластичного полимера, который нагревается в печатающей головке до вязко-текучего состояния и выдавливается через сопло малого диаметра. Исходный материал для изготовления модели в виде прутка (филамент) сматывается с картриджа и подается в головку с помощью подающих роликов. Печатающая головка в соответствии с заданной программой перемещается по двум координатам в горизонтальной плоскости. После печати контура и заполнения очередного слоя рабочий стол или печатающая головка перемещаются по вертикали, и начинается процесс печати следующего слоя. Процесс повторяется до окончательного построения детали.

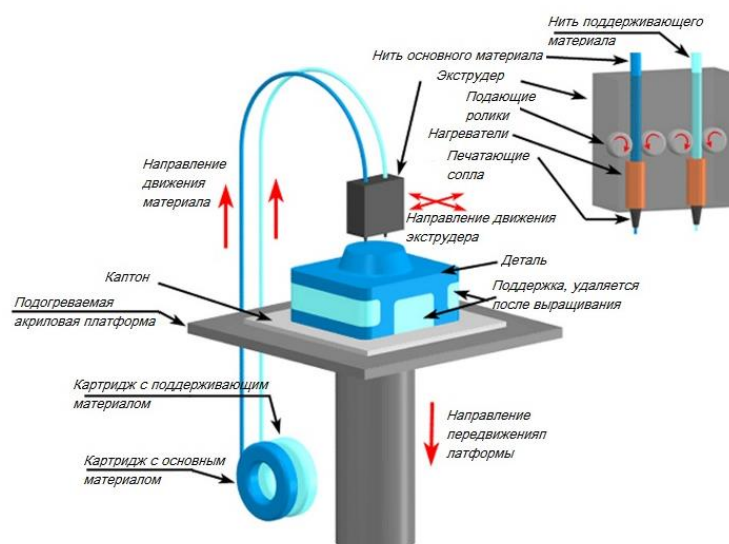


Рис. 1 – Принципиальная схема 3D-принтера [5]

В настоящее время доступна широкая линейка материалов для FDM принтеров (АБС пластик, поликарбонат, полиамид, полистирол (Hips), полиэтилентерифталат (T-Glass)) [6, 7]. Свойства этих материалов позволяют изготавливать высококачественные модели деталей и конструкций.

В ряде работ исследована возможность использования для печати полиолефинов [8–10]. Этот класс термопластичных материалов является наиболее дешевым и широкодоступным.

Кроме, того полиолефины возможно рассматривать как модельные системы, на которых удобно изучать закономерности влияния технологических режимов 3D-печати на свойства изделий из частично кристаллических полимеров, которые в настоящее время рассматриваются в качестве наиболее перспективных матриц для изготовления полнофункциональных деталей способом FDM-печати. Для этой цели предлагают использовать: полиэфиримиды [11–13], полифениленсульфиды [14], полифениленсульфоны [15, 16], полиэфир-эфир-кетоны [17, 18], полиамиды [19].

Несмотря на большой объем публикаций, посвященных FDM-печати частично-кристаллических матриц, единого мнения о механизме влияния

технологических режимов на размеростабильность и формоустойчивость образцов, а также их структуру не существует. С этой точки зрения исследования, направленные на выяснение данного механизма являются крайне актуальными.

В настоящей работе изучено влияние скорости движения сопла и температуры рабочего стола на структуру, формоустойчивость и физико-механические характеристики образцов из полиэтилена, изготовленных способом FDM-печати.

Материалы и методы

В качестве исходного материала для проведения исследований был выбран полиэтилен марки ПВД 158-03-020 (ОАО «Уфаоргсинтез») плотность (ρ) – 0,917-0,921 г/см³, ПТР – 1,5-2,5 г/10 мин, предел текучести при растяжении ($\sigma_{\text{тек}}$) – 9,3 МПа, прочность при разрыве ($\sigma_{\text{раз}}$) – 11,3 МПа, относительное удлинение (ϵ) – 600 %.

Филамент для печати диаметром 1,75 мм был изготовлен методом экструзии на линии Rheoskam (в состав линии входят: экструдер, намоточное устройство с измерительным модулем Zumbach ODAC 16 XY). Образцы (лопатки тип 5 по ГОСТ 11262-2017) были изготовлены на принтере Magnum Creative 2 PRO, ориентация нитей печати $\pm 45^\circ$, заполнение внутриконтурного пространства 100 %.

Для определения яркостной температуры поверхности лопатки в ходе изготовления использовали тепловизор Flir 650 cs с чувствительностью 7,5–14 мкм, разрешением матрицы 640x480р, частотой съемки 30 Гц.

Исследование степени кристалличности образцов из полиэтилена проводили с помощью методики рентгеноструктурного анализа. Регистрация дифрактограмм выполнена с применением дифрактометра Empyrean, в монохроматическом $\text{CuK}\alpha$ -излучении ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$), в диапазоне $15\text{--}100^\circ/2\theta$, с шагом $\Delta 2\theta = 0,016^\circ$ и выдержкой 50 с. Расшифровка дифрактограмм проведена с применением специализированной программы HighScore и базы

данных PDF-2. Количественное содержание фаз и периоды решетки определены с применением полнопрофильного метода Ритвельда.

Физико-механические характеристики определяли по ГОСТ Р 56800-2015, используя разрывную машину ИР 5047-50. Скорость растяжения 50 мм/мин.

Реологические характеристики расплава исследовали с помощью реометра AR2000ex.

Результаты и обсуждение

На рис. 2 приведены фотографии прямоугольных пластин из полиэтилена изготовленных двумя различными способами: литьем под давлением и 3D-печатью. Как видно из фотографий, края напечатанной пластины изгибаются в направлении от поверхности рабочего стола.

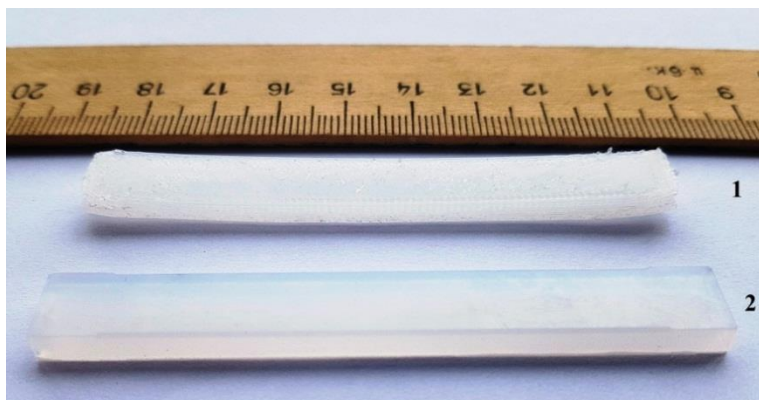


Рис. 2 – Внешний вид прямоугольных образцов полиэтилена, полученных способами FDM печати (1) и литья под давлением (2)

Ранее была высказано предположение [8, 20] о том, что изменение формы лопатки из полиолефинов, напечатанной на «холодном» столе, связано с термоупругими напряжениями, возникающими при быстром остывании нити расплава.

Однако эксперименты проведенные в настоящей работе показали, что величина прогиба практически не меняется при длительной (24 часа) выдержке образцов под нагрузкой 1.2 кг/см² при температуре 60 °С. Хотя

известно [20], что при данной температуры релаксация напряжений в полиэтилене интенсивно протекает.

В качестве характеристики изгиба образца использовали стрелу прогиба (максимальное смещение по вертикали нижней грани лопатки). Оказалось, что её величина, в пределах точности измерений, не изменялась при изменении ориентации нити расплава с $[0/90^\circ]$ на $[\pm 45^\circ]$. Данные факты не позволяют сделать однозначный вывод о влиянии термоупругих напряжений на формоустойчивость детали, изготовленной способом 3D-печати.

На первом этапе работы исследовали влияние на степень кристалличности, формоустойчивость и физико-механические свойства образцов лопаток скорости движения сопла 3D-принтера. Известно, что эта характеристика совместно с температурой рабочего стола определяет кинетику изменения температуры нити расплава [21]. Определение степени кристалличности проводили на образцах толщиной 0,6 мм вырезанных из части лопатки, непосредственно примыкающей к плоскости рабочего стола. Температура рабочего стола в начале процесса печати составляла 22 °С.

Полученные результаты приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Влияние скорости движения сопла на стрелу прогиба, степень кристалличности и физико-механические характеристики лопаток из полиэтилена.

Скорость движения сопла (мм/с)	Степень кристалличности (%)	Стрела прогиба (мм)	Предел прочности на растяжение, МПа	Относительное удлинение, %
10	47	2,44±0,34	8,8±1,7	316±76,3
60	41	1,28±0,23	9,1±0,65	343±15,27
90	35	0,76±0,26	5,76±0,92	160±36

Как видно из приведенных результатов увеличение скорости перемещения сопла с 10 до 90 мм/с приводит к уменьшению степени кристалличности (с 47 до 35%). Одновременно наблюдается уменьшение стрелы прогиба (с 2,44 до 0,76 мм). С увеличением скорости предел

прочности и относительное удлинение изменяются немонотонно. Вначале эти величины практически постоянны, а затем быстро уменьшаются (с 9,1 до 5,76 МПа и с 343 до 160 %).

Необходимо отметить, что величина предела прочности для лопаток, полученных способом FDM-печати, оказывается существенно (почти в два раза) меньше, чем для образцов полученных способом литья под давлением $17,7 \pm 0,18$ МПа. В то же время, величина относительного удлинения образцов, изготовленных при скорости движения сопла 10 и 60 мм/с, оказывается на 50 % больше чем для литьевого образца ($210,2 \pm 10,25$ %).

На рис. 3 приведены тепловизионные фотографии изготавливаемых лопаток и зависимости яркостной температуры различных частей лопатки в ходе FDM-процесса для различных скоростей печати. Необходимо отметить, что истинная температура поверхности образца превышает его яркостную температуру, так как степень черноты полиэтилена составляет 0,1.

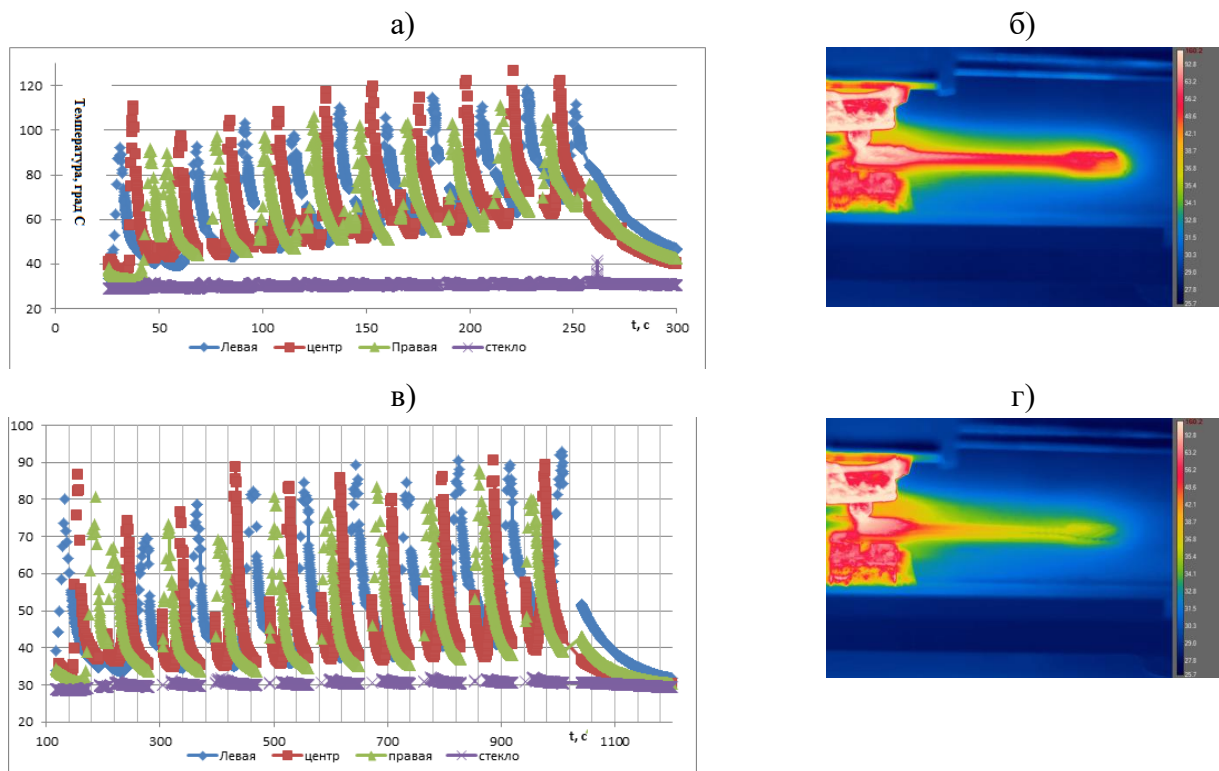


Рис. 3 – Зависимость яркостных температур поверхности образца полиэтилена от времени FDM процесса для скоростей движения сопла 60 мм/с (а) и 10 мм/с (в). Тепловизионные фотографии лопаток после пяти циклов печати для скоростей движения сопла 60 мм/с (б) и 10 мм/с (г)

Как видно из рисунков увеличение скорости перемещения сопла приводит к увеличению скорости прогрева и температуры поверхности, на который наносится очередной слой расплава. Так минимальная (между двумя циклами прогрева) яркостная температура поверхности образца увеличивается на 8 и 30 °С соответственно для скоростей 10 мм/с и 60 мм/с, при этом время прогрева уменьшается почти в 4 раза.

На основании представленных данных можно сделать вывод о том, что влияние скорости движения сопла на характеристики детали связано с изменением температурно-временного режима формирования нити расплава.

Так как формирование «нижних» и «верхних» слоев лопатки происходит при различных температурах подстилающих слоев, то свойства полимерной матрицы должны различаться по толщине напечатанного образца. Этот вывод подтверждают результаты исследования распределения степени кристалличности материала по толщине детали.

На рис. 4 показано распределение степени кристалличности материала по толщине образца лопатки, изготовленной способом FDM-печати. Температура рабочего стола в начале процесса печати составляла 22 °С. Скорость движения сопла 10 мм/с.



Рис. 4 – Распределение степени кристалличности материала по сечению образца

Как видно из приведенных данных распределение степени кристалличности по сечению образца неравномерно. Максимальная степень

кристалличности 50 % достигается в начале процесса у поверхности рабочего стола. С увеличением высоты детали степень кристалличности уменьшается до 42,5–42,9 % на расстоянии 2–2,5 мм от поверхности рабочего стола, а затем незначительно повышается до величины 44,8 %.

Возможный механизм влияния температурных условий формирования слоев в ходе FDM-процесса на их свойства связан с протеканием релаксационных процессов ориентированных макромолекул в нити расплава при ее остывании.

Действительно, полимерные нити, составляющие отпечатанный образец, находятся в ориентированном состоянии. Степень вытяжки (γ) оценивали по величине изменения длины образца пленки (размер 30×3×0,3 мм), напечатанной на поверхности рабочего стола, после ее термообработки при температуре 115 °С в течение 40 мин. Величину γ определяли по формуле [22]

$$\gamma = \left(\sqrt{\frac{l_0}{l_f}} - 1 \right) \times 100\%$$

Различие температурных условий формирования слоев моделировали путем изменения температуры рабочего стола. Результаты проведенных экспериментов приведены в таблице 2. В таблице также приведены данные о величине стрелы прогиба и физико-механических характеристиках лопаток отпечатанных при различных температурах рабочего стола. Скорость движения сопла оставалась постоянной и составляла 10 мм/с.

Таблица 2 - Влияние температуры рабочего стола на свойства и структуру тонких пленок, формоустойчивость и физико-механические характеристики лопаток

Температура рабочего стола, °С	Стрела прогиба, (мм)*	Степень вытяжки, %	Степень кристалличности, %	Предел прочности на растяжение МПа	Относительное удлинение, %
30	-2,14±0,92	92,4	41,1	9,49±1,01	209±34
40	-1,89±0,84	103,6	41,2	10,3± 1,5	190±45
60	-0,52±0,42	216,2	40,9	9,7± 1,42	194±14

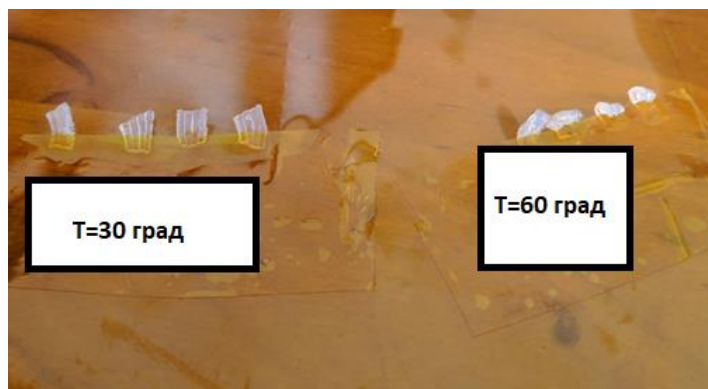


Рис. 5 – Усадка пленок, изготовленных при температурах рабочего стола 30 и 60 °С после их термообработки. Начальная длина пленок составляла 30 мм

Как видно из приведенных результатов с увеличением температуры рабочего стола с 30 до 60 °С степень вытяжки пленок, изготовленных способом FDM-печати, увеличивается с 92 до 216 %. Столь высокая степень вытяжки позволяет предположить, что ориентация макромолекул происходит не только при истечении расплава из сопла [23], но и в ходе его поступательного движения в процессе печати. Стоит так же отметить, что величина усадки пленки после термообработки существенно (почти в 3 раза) увеличивается с увеличением температуры рабочего стола на 30 °С рис. 5.

На качественном уровне, полученные результаты возможно объяснить в рамках модели Бюргера, которая описывает поведение вязкоупругого тела при воздействии нагрузки. Данная модель представляет собой последовательно соединенные тела Максвелла и Кельвина-Фойхта и состоит из двух пружин с модулями G_1 и G_2 и демпферов с вязкостью η_1 и η_2 рис. 6.

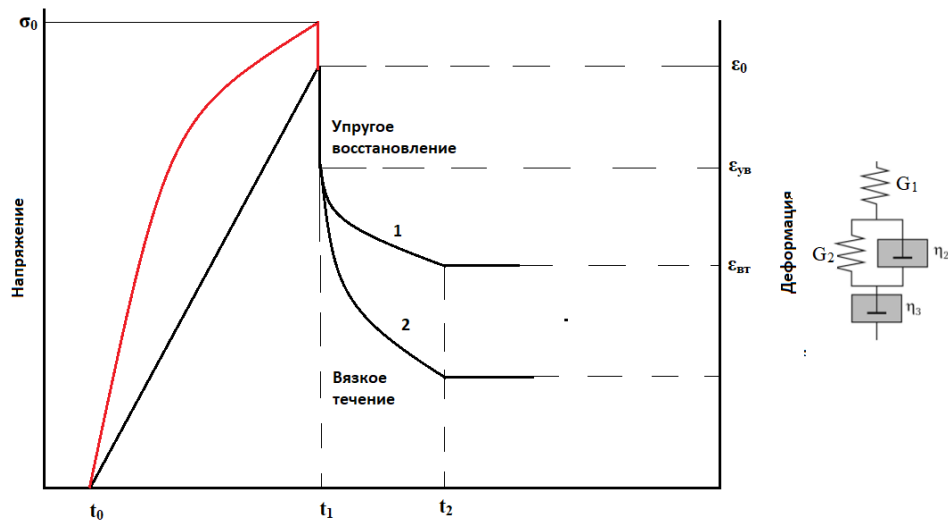


Рис. 6 – Модель Бюргера. Зависимость деформации от времени.
Формирование нити расплава при различных температурах $T_1 < T_2$

Уравнения состояния этих двух тел имеют вид:

$$\frac{d\varepsilon_1}{dt} = \frac{1}{G_1} \frac{d\sigma_1}{dt} + \frac{\sigma_1}{\eta_1} \quad \text{для тела Максвелла;}$$

$$\eta_2 \frac{d\varepsilon_2}{dt} = \sigma_2 - G_2 \varepsilon_2 \quad \text{для тела Кельвина-Фойхта}$$

где $\varepsilon = \varepsilon_1 + \varepsilon_2$ деформация, а $\sigma = \sigma_1 = \sigma_2$ действующее напряжение.

Будем полагать, что после попадания расплава на подложку в момент времени t_0 сопло, в ходе поступательного движения, растягивает его до момента времени t_1 , который определяется подпором полимерного материала, поступающего из сопла. В этот момент растягивающая сила уравнивается. Достигнутая к этому времени деформация равна $\varepsilon_0 = V(t_1 - t_0)$, где V скорость движения сопла.

Дальнейшее изменение деформации определяется релаксацией ориентированного состояния расплава, под действием упругих сил растянутых пружин σ_0 :

– на первом этапе происходит мгновенное сжатие пружины в теле Максвелла деформация уменьшается на величину $\varepsilon_{ув} = \frac{\sigma_0}{G_1}$;

– на втором этапе происходит релаксация тела Кельвина-Фойхта. Величина деформации $\varepsilon_2(t)$ определяется выражением

$$\varepsilon_2(t) = \varepsilon_{20} \exp(-t/\vartheta)$$

где ε_{20} – начальная деформация системы Кельвина-Фойхта, $\vartheta = \frac{\eta_2}{G_2}$,
 η_2 и G_2 вязкость демпфера и коэффициент упругости пружины;
 – процесс вязкоупругой релаксации происходит до момента времени t_2
 в который происходит кристаллизация расплава.

Величина усадки нити расплава для модели Бюргера определяется суммой:

$$\Delta = \varepsilon_{ув} + \varepsilon_{вт}$$

где $\varepsilon_{ув} = \frac{\sigma_0}{G_1}$ уменьшение длин нити расплава за счет упругого восстановления, а $\varepsilon_{вт} = \varepsilon_{20} (1 - \exp(-\frac{t_2-t_1}{\vartheta}))$ усадка, связанная с вязким течением.

Из полученного выражения следует, что с увеличением температуры формирования нити расплава, вязкость уменьшается, упругое восстановление остается практически постоянным, а величина $\varepsilon_{вт}$ увеличивается. Так как в случае «холодного рабочего стола» каждый последующий слой формируется при более высокой температуре по сравнению с предыдущим, то его усадка «верхних» слоев увеличивается по сравнению с «нижними», что и приводит к возникновению прогиба.

Уменьшение теплотерь при увеличении скорости движения сопла приводит к уменьшению разницы температурно-временных режимов формирования и релаксации «нижних» и «верхних» слоев образца, что приводит к снижению разницы между величинами их усадок и уменьшению эффекта коробления. К аналогичному эффекту приводит увеличение температуры рабочего стола.

При увеличении температуры глубина (кривая 2 на рис.6) релаксации ориентированного состояния увеличивается, а сжимающие напряжения, связанные с не полной релаксацией упругих элемента модели Кельвина-Фойхта уменьшаются. Это приводит к уменьшению относительного

удлинения при растяжении и делает невозможным одновременное достижение более высоких физико-механических характеристик и малого уровня коробления при использовании одного и того же технологического режима печати для детали из полиэтилена.

Известно, что снижение степени вытяжки и увеличение температуры [24] приводит к снижению скорости образования кристаллитов. Это объясняет уменьшение степени кристалличности при увеличении скорости движения сопла и образованию неравномерности кристаллической структуры по толщине детали.

Выводы

Исследовано влияние скорости движения сопла 3D-принтера и температуры рабочего стола на формоустойчивость, структуру и физико-механические свойства образцов из полиэтилена, изготовленных способом FDM-печати.

Показано, что увеличение скорости перемещения сопла от 10 до 90 мм/с приводит к монотонному уменьшению степени кристалличности (с 47 до 35 %) и стрелы прогиба (с 2,44 до 0,76 мм). С увеличением скорости предел прочности и относительное удлинение изменяются немонотонно. Вначале эти величины практически постоянны, а затем быстро уменьшаются (с 9,1 до 5,76 МПа и с 343 до 160 %).

Установлено, что тонкие 0,3 мм пленки, полученные способом FDM-печати, находятся в ориентированном состоянии. Степень вытяжки возрастает с ростом температуры рабочего стола и составляет 93–216 %. Повышение температуры рабочего стола уменьшает стрелу прогиба детали и степень её кристалличности.

Показано, что возможной причиной наблюдаемых закономерностей являются релаксационные процессы ориентированных макромолекул в расплаве, которые проходят при его остывании.

Список литературы

1. Каблов Е.Н. Доминанта национальной технологической инициативы. Проблемы ускорения развития аддитивных технологий в России// Металлы Евразии, 2017. №3. С. 2–6.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России// Интеллект и технологии, 2016. № 2 (14). С. 16–21.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
4. Рынок 3D печати в России и мире (Аддитивное Производство, АП / Additive Manufacturing, AM), 2018. <http://www.nanonewsnet.ru/news/2019/rynok-3d-pechat-v-rossii-mire-additivnoe-proizvodstvo-ap-additive-manufacturing-am-2018> 20.01.2020
5. Huang S.H., Liu P., Mokasdar A., Hou L. Additive manufacturing and its societal impact: a literature review // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2013. Vol. 67. P. 1191–1203. DOI: 10.1007/s00170-012-4558-5.
6. Tanikella N. G., Wittbrodt B., Pearce J. M. Tensile strength of commercial polymer materials for fused filament fabrication 3D printing //Additive Manufacturing. 2017. Т. 15. С. 40–47.
7. Ligon, S.C., Liska, R., Stampfl, J., et al. Polymers for 3D printing and customized additive manufacturing // Chemical reviews. 2017. Т. 117. №. 15. С. 10212–10290.
8. Spoerk, M., Sapkota, J., Weingrill, G., Fischinger, T., Arbeiter, F., & Holzer, C. (2017). Shrinkage and Warpage Optimization of Expanded-Perlite-Filled Polypropylene Composites in Extrusion-Based //Additive Manufacturing. *Macromolecular Materials and Engineering*, 302(10), 1700143.

9. Spoerk, M., Gonzalez-Gutierrez, J., Lichal, C., et al (2018). Optimisation of the adhesion of polypropylene-based materials during extrusion-based additive manufacturing.// *Polymers*, 10(5), 490
10. Sun, Q., Rizvi, G. M., Bellehumeur, C. T., et al. Effect of processing conditions on the bonding quality of FDM polymer filaments //Rapid Prototyping Journal. 2008. T. 14. №. 2. C. 72–80.
11. Gebisa A., Lemu H. Investigating effects of Fused-Deposition Modeling (FDM) processing parameters on flexural properties of ULTEM 9085 using designed experiment //Materials. 2018. T. 11. №. 4. C. 500.
12. Jiang, S., Liao, G., Xu, D., et al. Mechanical properties analysis of polyetherimide parts fabricated by fused deposition modeling //High Performance Polymers. 2019. T. 31. №. 1. C. 97–106.
13. Byberg K. I., Gebisa A. W., Lemu H. G. Mechanical properties of ULTEM 9085 material processed by fused deposition modeling //Polymer Testing. 2018. T. 72. C. 335–347
14. Fitzharris, E.R., Watt, I., Rosen, D.W., et al. Interlayer bonding improvement of material extrusion parts with polyphenylene sulfide using the Taguchi method //Additive Manufacturing. 2018. T. 24. C. 287–297.
15. Slonov, A.L., Khashirov, A.A., Zhansitov, A.A., et al. The influence of the 3D-printing technology on the physical and mechanical properties of polyphenylenesulfone //Rapid Prototyping Journal. 2018. T. 24. №. 7. C. 1124–1130.
16. Slonov, A.L., Khashirov, A.A., Zhansitov A.A et al. Mechanical Properties of Samples of PolyphenyleneSulfone Obtained by the 3D-Printing Method //Materials Science Forum. Trans Tech Publications, 2018. T. 935. C. 21–26.
17. Rinaldi, M., Ghidini, T., Cecchini, F., et al. Additive layer manufacturing of poly (ether ether ketone) via FDM //Composites Part B: Engineering. 2018. T. 145. C. 162–172.

18. Zhao F., Li D., Jin Z. Preliminary investigation of poly-ether-ether-ketone based on fused deposition modeling for medical applications // *Materials*. 2018. Т. 11. №. 2. С. 288.

19. Петрова Г.Н., Платонов М.М., Большаков В.А. и др. Исследование комплекса характеристик базовых материалов для FDM-технологии аддитивного синтеза. Физико-механические и теплофизические свойства // *Пластические массы*. 2016. №5–6. С. 53–58.

20. Кондрашов С.В., Пыхтин А.А., Ларионов С.А., и др. Исследование возможности изготовления образцов нанокompозитов на основе сополимеров полиолефинов для FDM печати, полученных методом "in situ" полимеризации с аппретированием нановолокон NAFEN (Al_2O_3). In *Аддитивные технологии: настоящее и будущее* (pp. 217-236).

21. . Sun, Q., Rizvi, G. M., Bellehumeur, C. T., et al. Effect of processing conditions on the bonding quality of FDM polymer filaments // *Rapid Prototyping Journal*. 2008. Т. 14. №. 2. С. 72–80.

22. М.М. Гудимов, Б.В. Перов. Органическое стекло. М. Химия, 1991 г. 150 с.

23. Справочник химика 21. <https://www.chem21.info/info/981228/> 20.02.2020.

24. Беляев О.Ф. Влияние растяжения макромолекул и их взаимной ориентации на структурообразование в гибкоцепных кристаллизующихся полимерах. Автореферат дис. доктора физико-математических наук:02.00.06 МГУ им. Ломоносова, Москва, 2002. 35 с.

УДК 004.942

**Топологическая оптимизация и моделирование печати изделий
с последующим анализом микроструктуры – решения ANSYS для
аддитивного производства**

Кондратьев Д.В.

denis.kondratiev@cadfem-cis.ru

ЗАО «КАДФЕМ Си-Ай-Эс»

Аннотация:

Аддитивные технологии переходят в реальный производственный цикл, особенно при работе с металлическими изделиями. Понимание того, как конструкция на самом деле печатается, имеет решающее значение, чтобы избежать сбоев и экономических потерь

Ключевые слова:

аддитивные технологии, метод лазерного спекания, топологическая оптимизация

Сегодня аддитивные технологии производства позволяют изготавливать любое изделие послойно на основе компьютерной 3D-модели. Если первые аддитивные системы производства работали главным образом с полимерными материалами, то сегодня 3D-принтеры в аддитивном производстве способны работать не только с полимерами, но и с инженерными пластиками, композитными порошками, различными типами металлов (рисунок 1). А значит и спектр расчетных возможностей средств численного моделирования для проектирования и моделирования технологии аддитивного производства должен охватывать все современные материалы [2].



Рис. 1 – Пример детали, изготовленной на 3D-принтере

Есть уникальные преимущества аддитивных технологий. Для изделий из металлов выделяются 5 областей, которые делают эту технологию особенно привлекательной [1]:

1. Возможность производства деталей со сложной геометрией, которые нельзя целесообразно изготавливать традиционными способами.
2. Объединение сложной сборки, состоящей из нескольких десятков частей в один компонент, что в свою очередь сокращает этап испытания и сертификации изделия.
3. Изготовление происходит из порошка, а не из цельной заготовки.
4. Новые свойства материалов, которые невозможны были до развития аддитивных технологий. Поскольку процессы производства основаны на металлическом порошке, который подается в машину, то даже простое смешивание в различных пропорциях может создать неограниченное количество возможных физических и химических свойств.
5. Замена изношенных или сломанных деталей, которые больше не производятся или возможность производить детали по запросу, а не хранить запас на складах.

В ANSYS уже несколько версий существуют инструменты для топологической оптимизации, благодаря которым возможно создавать более легкие изделия. Но всю полноту возможностей можно реализовать только при использовании трехмерной печати, поскольку традиционные производственные процессы имеют значительные ограничения. Примером может являться применение топологической оптимизации к кронштейну крепления руля велосипеда, в результате появляется более легкая, биомная форма. Обычная обработка на станках с ЧПУ ограничивает это (рисунок 2).



Рис. 2 – Разница между машинной обработкой и аддитивными технологиями

Примером применения топологической оптимизации и 3D-печати может быть кронштейн крепления руля велосипеда, в результате изменений появляется более легкая, биомная форма. Изготовление на станках с ЧПУ подобной формы невозможно или крайне ограничено.

Понимание того, как происходит процесс печати (используя методом лазерного спекания) имеет важное значение, для того чтобы избежать неудачные варианты. При интенсивном и быстром нагреве лазером и охлаждении в закрепленной заготовке возникают интенсивные остаточные напряжения и тепловые деформации [3]. При недостаточном/неправильном расположении опор точность изготовления невелика, деталь будет искажаться, и это приведет к нарушению технологии процесса печати (рисунки 3 и 4). При большом числе элементов крепления и направляющих деталь начнет трескаться из-за избыточных остаточных напряжений. Решающее значение при проектировании изделий аддитивного производства приобретает понимание того, как конструкция будет печататься, чтобы избежать возможных ошибок и неточностей производства, а также непредвиденных затрат на перепроизводство. Таким образом, наличие расчетных возможностей, позволяющих отработать ключевые

технологические процессы аддитивного производства, является необходимой неотъемлемой частью комплексов для численного моделирования изделий аддитивного производства [2].

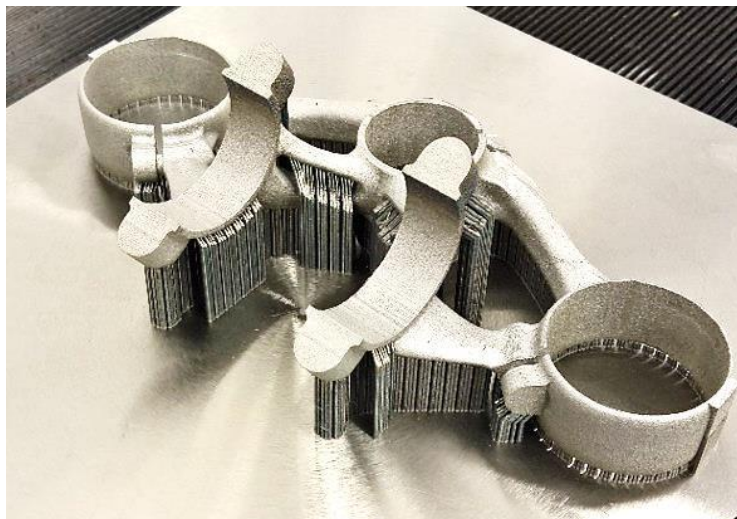


Рис. 3 – Напечатанная деталь на опоре

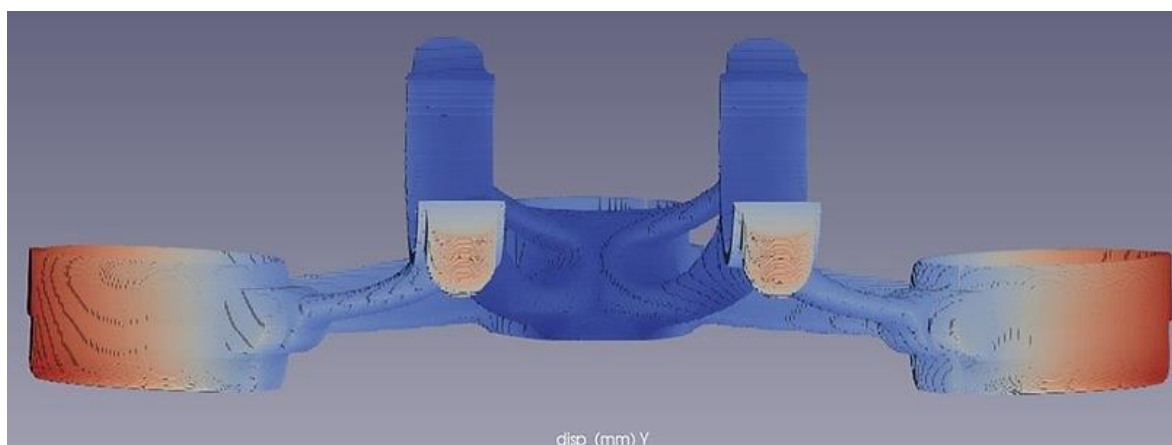


Рис. 4 – Перемещения вдоль оси Y напечатанной детали вследствие неравномерного охлаждения

Additive Print может создавать файл с компенсацией искажений – где проблемы с искажениями автоматически корректируются, а исправленный STL-файл затем подается на 3D-принтер. Таким образом, высокоточная часть может быть изготовлена без дополнительной обработки.

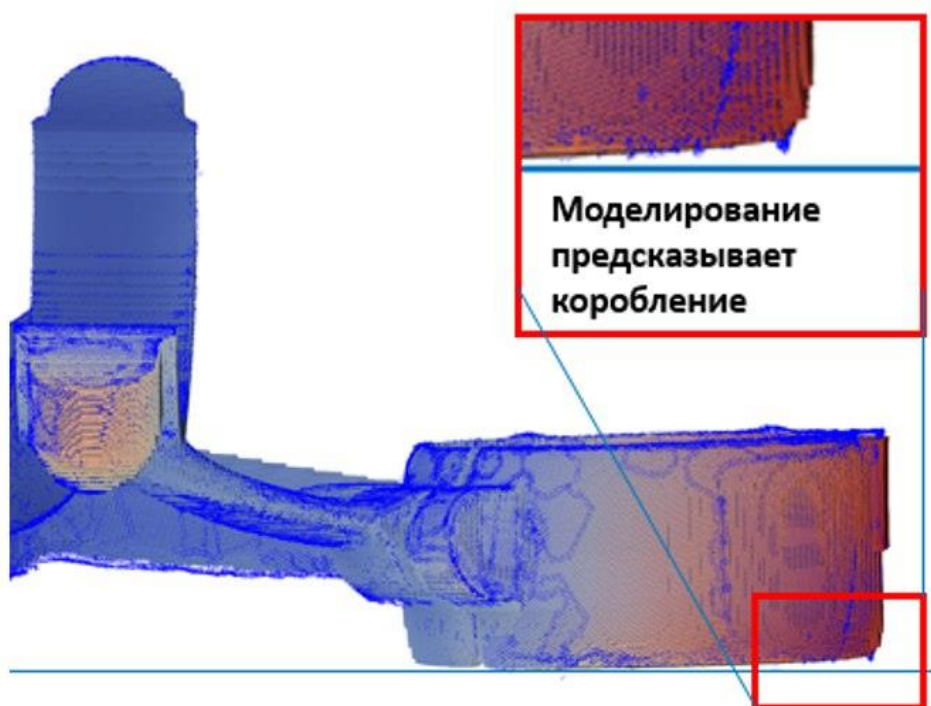


Рис. 5 – Наложение модели и детали с искажениями

Искаженные результаты после моделирования (синие) переигрываются в STL-файле (рисунок 5).

Благодаря автоматизированным расчетным методикам процесс проектирования детали для последующей печати в ANSYS сокращен до нескольких связанных этапов:

- проектирование изначальной заготовки;
- топологическая оптимизация под необходимый режим нагружения;
- установка поддержек, выбор режима печати;
- изготовление.

Стоит отметить, что, ANSYS может считать векторы печати непосредственно от производителей машин и учесть это при вычислении процесса спекания (рисунок 6).



Рис. 6 —Учет компенсации. Оригинальная геометрия (слева) и с компенсацией (справа)

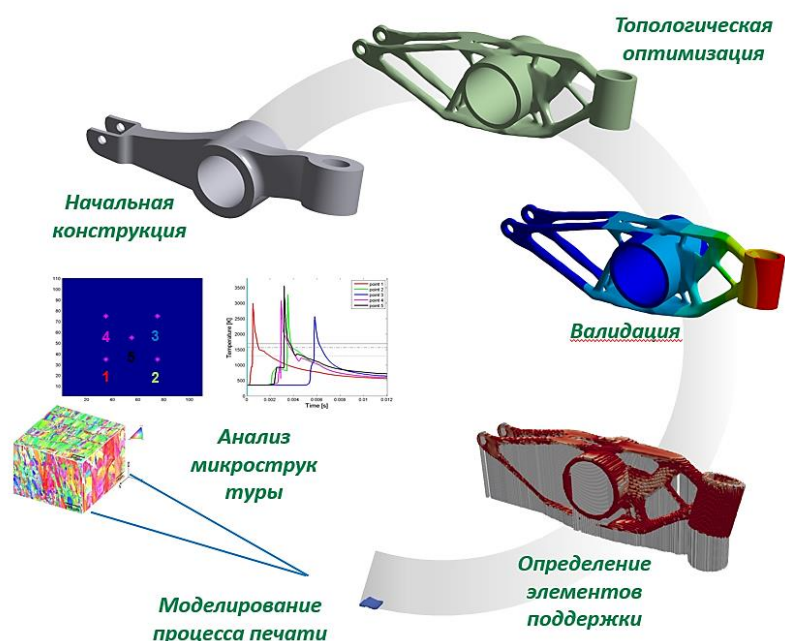


Рис. 7 – Цикл работы с геометрией в процессе аддитивного производства

Инструменты моделирования ANSYS позволяют клиентам рассматривать всю цепочку аддитивного производства, включая топологическую оптимизацию, проверку деталей, установку сборки, создание элементов креплений и поддержки, предотвращение коробления, прогнозирование микроструктуры и многое другое. Истинная конструкция для аддитивного производства требует знания всех этих аспектов для

обеспечения успешной, высокопроизводительной и точной части в качестве результата без необходимости дорогостоящей и долговременной оптимизации проб и ошибок (рисунок 7).

Список литературы

1. www.ansys.com/additive
2. Mathieu Dumas, Patrick Terriault, Vladimir Brailovski. Modelling and characterization of a porosity graded lattice structure for additively manufactured biomaterials. Materials & Design. 2017. V. 121. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.02.021.
3. Conti P., Cianetti F., Pilerici P. Parametric Finite Elements Model of SLM Additive Manufacturing process. 2017.

УДК 51-37; 519.6

Микроуровневое моделирование теплофизического рабочего процесса селективного лазерного сплавления

Борейшо А.С.^{1,2}, д.т.н.; Джгамадзе Г.Т.^{1,2};

Моисеев А.А.²; Савин А.В.^{1,2}, д.т.н.;

Смирнов П.Г.²; Смоленцев С.С.²; Третьяк П.С.^{1,2}

dgvancat96@mail.ru; terminalmashine@gmail.com; izooandrey@inbox.ru

¹Балтийский государственный технический университет «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова (БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова)

²Акционерное общество «Лазерные системы»

Аннотация:

На сегодняшний день селективное лазерное сплавление является одним из перспективных направлений развития аддитивных технологий. Для подбора необходимых режимов сплавления распространённым способом является многоуровневое моделирование.

В данной работе рассматривается микромодель, которая позволяет подробно изучить процессы сплавления металлического порошка. При математическом моделировании двойного прохода лазерного излучения были обнаружены краевые эффекты, которые подробно описаны в статье.

Использование численного моделирования позволяет снизить трудозатраты, исследовать влияние режимов обработки на качество получаемого материала, определить оптимальные параметры и оценить границы области допустимых режимов.

Ключевые слова:

селективное лазерное сплавление, математическая модель, микроуровневое моделирование, адаптированная сетка, краевые эффекты, эффект Марангони

Введение

Одним из перспективных направлений аддитивных технологий является технология селективного лазерного сплавления (СЛС) – технология послойного изготовления трехмерных изделий путем сплавления частиц металлического порошка с использованием в качестве источника тепла лазерного излучения [1].

Одной из проблем технологии СЛС является проблема контроля микроструктуры и свойств готового изделия. Если параметры процесса выбраны неправильно, могут возникать дефекты в готовом изделии, такие, как поры несплавления и поры кипения, трещины и т.п. Стабильность процесса СЛС определяется теплофизическими эффектами, возникающими во время выращивания изделия. Выявление и понимание этих эффектов и их взаимодействий важно для получения качественного изделия. Основные эффекты – это кондуктивная теплопроводность, конвекция в газовой и металлической фазах, излучение, фазовые переходы, силы тяжести и плавучести, поверхностное натяжение, реактивная отдача паров металла, эффект Марангони.

Экспериментальный поиск технологических режимов, обеспечивающих удовлетворительные по качеству микроструктуры для каждого конкретного металла или сплава, крайне трудоемок. Численное моделирование СЛС-процессов снижает трудозатраты на подбор режимов для удовлетворительного по качеству и времени сплавления порошков [2].

Анализ работ по численному моделированию процесса СЛС [1, 3–5,] показал, что для решения задачи моделирования используют подход расщепления сложной задачи на задачи различных уровней, решения которых согласуются по специально установленной процедуре. Можно выделить три уровня численного моделирования процесса СЛС – микромасштабный, мезомасштабный и макромасштабный (рисунок 1).

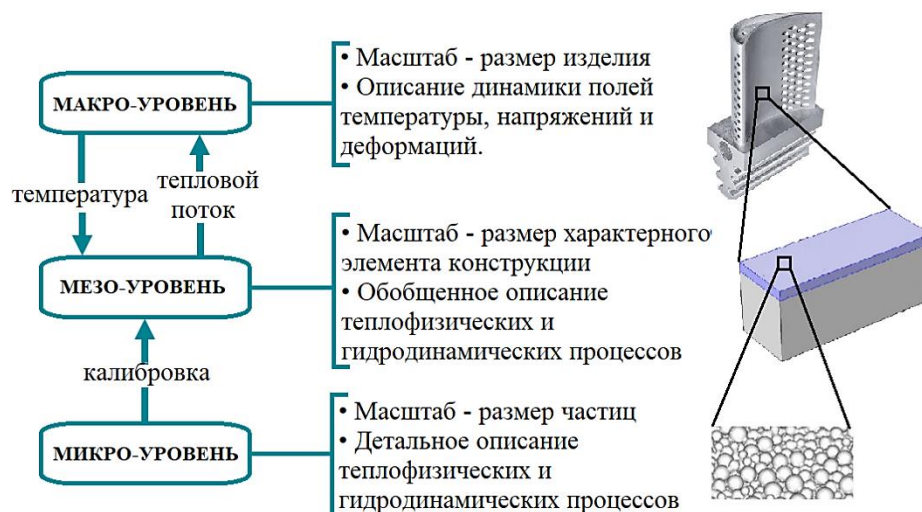


Рис. 1 – Структура методологии многоуровневого моделирования СЛС-процессов

В рамках представленной работы рассматривается микроуровень.

1. Микроуровневая модель

Обобщённая микроуровневая математическая модель, понимание которой сложилось в литературе к настоящему времени [6–8], представляет собой систему уравнений гидродинамики многофазной среды со свободной поверхностью, дополненную описанием фазовых переходов и лучистого теплообмена.

1.1 Численная реализация

Микроуровневая математическая модель процесса СЛС может быть реализована в рамках пакетов, предназначенных для моделирования гидродинамики, с дополнениями, описывающими переменные свойства среды. В рассматриваемой работе математическая модель реализована на базе пакета ANSYS Fluent с использованием аппарата пользовательских функций.

Для описания границы раздела фаз применяется модель многофазной жидкости Volume of Fluid (VOF). В модели VOF для жидкостей совместно используют один набор уравнения импульсов, а объемная доля каждой из жидкостей в каждой вычислительной ячейке отслеживается по всей области.

Для построения сетки с адаптивным сгущением проводится декомпозиция расчетной области на подобласти, в каждой из которых построение и сгущение сетки управляется отдельно (рисунок 2).

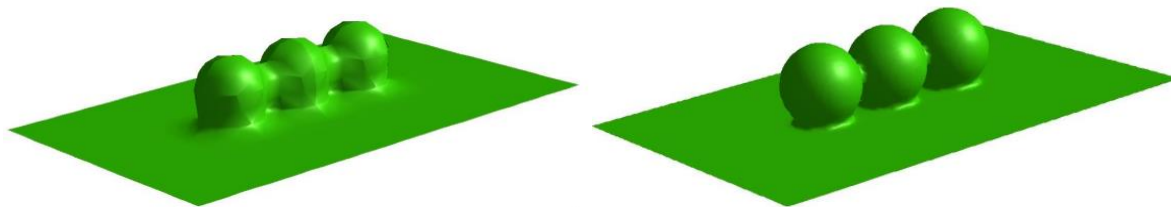


Рис. 2 – Процесс адаптации сетки: слева – первая стадия, справа – третья стадия

Поскольку геометрия задачи с течением времени трансформируется, изменяется форма и положение границы раздела фаз, сетка трансформируется вслед за ней. Динамическая сетка позволяет моделировать произвольное сложное перемещение межфазной поверхности.

2. Результаты и их обсуждение

Рассмотрим результаты моделирования двух параллельных проходов лазерного пятна по слою металлического порошка. Случайная структура, сформированная частицами, получена предварительно методом механической аналогии [9]. Смоделирована полидисперсная засыпка частицами размером в диапазоне от 33 до 57 мкм. Размеры расчетной области выбраны таким образом, что после адаптации вычислительной сетки размер наименьшей ячейки был приблизительно 1/10 диаметра наименьшей частицы.

Вычислительная модель является универсальной с точки зрения выбора материала порошка. Для демонстрации работоспособности модели и ее результатов выбран материал – нержавеющая сталь AISI 316 [10, 11].

Основные параметры лазерной обработки порошка выбраны следующим образом: мощность излучения 130 Вт, скорость сканирования 600 мм/с, диаметр лазерного пятна 70 мкм. Вычисления выполнены для двух

параллельных проходов лазерного пятна, находящихся на расстоянии 110 мкм друг от друга.

На рисунке 3 показана получившаяся форма поверхности и поле температуры.

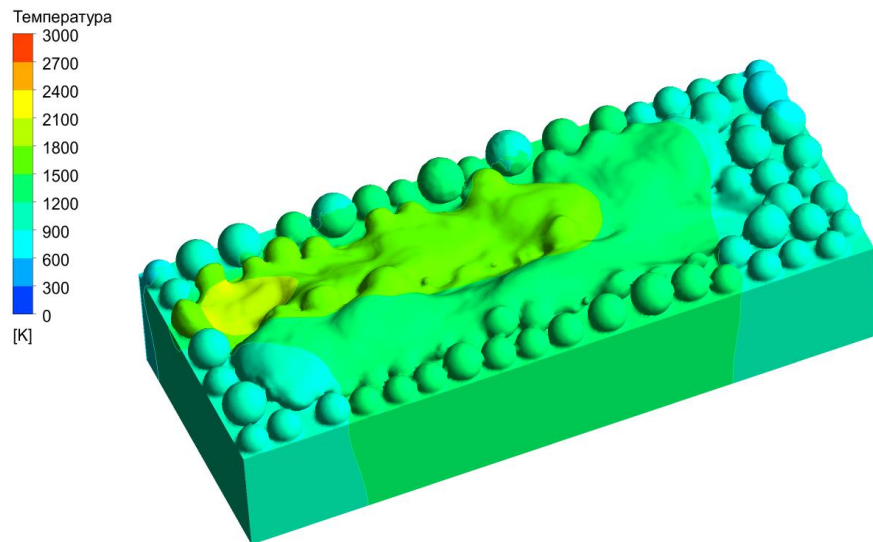


Рис. 3 – Форма поверхности материала, полученной после двух параллельных проходов лазерного пятна. Цветом показана температура поверхности

Частицы порошка вблизи лазерного пятна нагреваются и полностью расплавляются. Сила поверхностного натяжения вызывает слияние расплавленных частиц [12]. Подложка, находящаяся под слоем порошка, также расплавляется. Под воздействием поверхностного натяжения соседние расплавленные частицы стекают к подложке, этот процесс известен как эффект смачивания, в результате которого расплавленный металл равномерно распределяется по поверхности подложки, что приводит к хорошей связи между вновь расплавленным слоем и подложкой [13].

Большая часть энергии лазерного излучения поглощается в центре лазерного пятна. Плотность энергии лазерного излучения достаточно велика для того, чтобы часть металла испарялась и пары создавали силу реактивной отдачи. Возникает мощная циркуляция жидкого металла, управляемая силами поверхностного натяжения, эффектом Марангони (возникновение

потоков жидкости из-за неравномерности коэффициента поверхностного натяжения), силами Архимеда, силой тяжести и реактивной силой отдачи испаряющегося металла (рисунок 4). В центре лазерного пятна возникает давление отдачи, которое толкает центральную область металла, находящуюся в лазерном пятне, вниз. Испарение может привести к быстрому охлаждению поверхности ванны расплава и появлению теплового градиента, а впоследствии – к развитию эффекта Марангони.

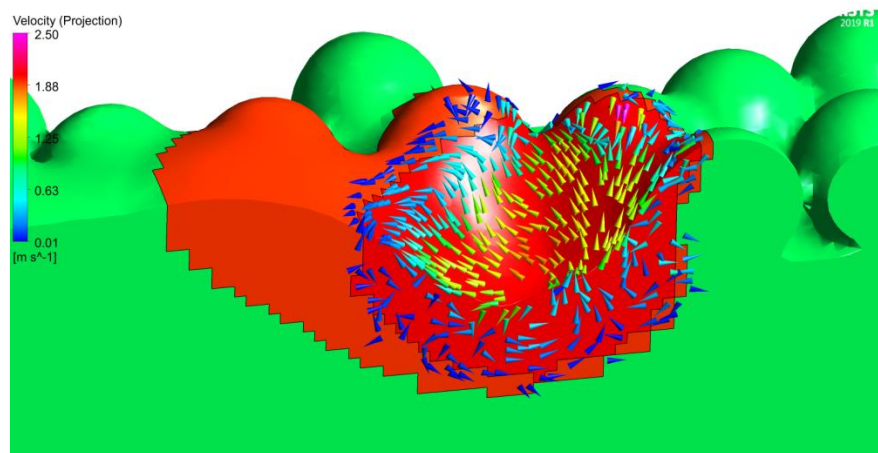


Рис. 4 – Микрогеометрия слоя сферических частиц порошка на подложке и направление потоков конвекции расплава

Моделирование показывает, что возникают два краевых эффекта: в начале прохода образуется утолщение; в конце прохода образуется углубление, вызванное действием реактивной силы отдачи паров металла. Во время второго прохода частицы, находящиеся между треками, постепенно расплавляются, образуется единая расплавленная зона без остаточных пор.

Заключение

Результаты вычислений показывают, что микроуровневое моделирование является полезным инструментом, позволяющим исследовать влияние режимов обработки на качество получаемого материала, определить оптимальные параметры и оценить границы области допустимых режимов.

Список литературы

1. Гордеев Г.А., Кривилев М.Д., Анкудинов В.Е. Компьютерное моделирование селективного лазерного плавления. Вычислительная механика сплошных сред. 2017. Т. 10. № 3. С. 293–312.
2. Богданович В.И., Гиорбелидзе М.Г., Сотов А.В., Смелов В.Г., Агаповичев А.В. Математическое моделирование процессов плавления порошка в технологии селективного лазерного сплавления. Известия Самарского научного центра Российской академии наук, 2017. Т 19. № 4. С. 2–3.
3. Nicholas P.L., Brown G.R., Sienz J., Cherry J., Belblidia F. A review of Computational Modelling of Additive Layer Manufacturing – multi-scale and multi-physics. SDM-14 Pre-Proceedings, 2014. Т. 14. 668 – 690 pp.
4. Кривлев М.Д. Двухуровневое математическое моделирование процессов переноса и структурообразования в металлургии мезоскопических объемов. Дис....д. физ.-мат. наук, Ижевск, УдГУ. 2018. 316 с.
5. Кривлев М.Д., Гордеев Г.А., Анкудинов В.Е., Харанжевский Е.В. Двухуровневое моделирование селективного лазерного сплавления импульсным лазером. Аддитивные технологии, 2020. Т 10. № 3. С. 293–312.
6. Zhang Y., Zhang J. Modeling of solidification microstructure evolution in laser powder bed fusion fabricated 316L stainless steel using combined computational fluid dynamics and cellular automata. Journal Additive Manufacturing, 2019. № 28. 750–765 pp.
7. Chunlei Qiu, Chinnapat Panwisawas, Mark Ward, Hector C. Basoalto, Jeffery W. Brooks, Moataz M. Attallah. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting. Journal Additive Manufacturing, 2015. № 96. 72–79 pp.
8. Tang C., Tan J.L., Wonga C.H. A numerical investigation on the physical mechanisms of single track defects in selective laser melting. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2018. Т. 126. 957–968 pp.

9. Савин А.В., Моисеев А.А. Моделирование плотных случайных упаковок эллипсоидальных тел методом механической аналогии. Матем. моделирование, 2016. Т 28, №10. С. 87–96.
10. Choong S. Kim. Thermophysical Properties of Stainless Steels. Chemical Engineering Division, 1975.
11. Su Y., Li Z., Mills K. C. Equation to estimate the surface tensions of stainless steels. Journal of materials science, 2005. Т. 40. 2201–2205 pp.
12. Khairallah S.A., Anderson A. Mesoscopic simulation model of selective laser melting of stainless steel powder. J. Mater. Process. Technol., 2014. Т. 214, № 11. 2627–2636 pp.
13. Li R.D., Liu J.H., Shi Y.S., Wang L., Jiang W. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process. Int. J. Adv. Manuf. Technol, 2012. Т. 59, № 9. 1025–1035 pp.

УДК 539.32 + 539.4

**Механические свойства сплошного и сетчатого композитных
заполнений изделий, получаемых методом трехмерной печати**

Шарапова А.А.^{1,2}; Хазиев А.Р.^{1,2};

Азаров А.В.^{1,2}; Колесников В.А.¹

sharapova@anisoprint.com; khaziev@anisoprint.com; azarov@anisoprint.com;
kolesnikov@anisoprint.com

¹ООО «Анизопринт»

²МГТУ им. Баумана, кафедра СМ-13 «Ракетно-космические композитные
конструкции»

Аннотация:

В работе был проведен анализ жесткости и прочности сетчатых и слоистых 3D-печатных композитных структур, соотнесены жесткостные и прочностные характеристики с массовыми характеристиками структур, применен сравнительный анализ удельных механических характеристик для сетчатых и слоистых 3D-печатных структур. Показано, какие структуры принципиально являются наиболее эффективными по отношению к их механическим и весовым свойствам.

Ключевые слова:

3D-печать композитов, композиционный материал, слоистые композиты, сетчатая структура, удельная прочность, удельный модуль упругости

Введение

Сетчатые композитные конструкции всё больше находят применение в авиакосмической технике. Связано это с тем, что сетчатые структуры из композиционных материалов обладают большой весовой эффективностью по сравнению с их аналогами, а именно слоистыми и стрингерными конструкциями [1]. При этом считается, что сетчатые конструкции обладают высокой удельной прочностью и жесткостью [2].

Такие конструкции широко применяются в качестве переходных отсеков ракет, корпусов ракетно-космических аппаратов, штанг и спиц рефлекторов антенн [3]. В авиастроении перспективными являются проекты замены стандартных оболочек фюзеляжа и крыльев самолета на сетчатые оболочки [4].

В отличие от традиционных конструкций, в которых нагрузку воспринимает оболочка, в сетчатых конструкциях нагрузку несут ребра [5].

Важно привести обоснование того, что сетчатые структуры имеют принципиальные преимущества перед традиционными композитами с точки зрения весовой эффективности, не уступая при этом, и даже превосходя их в показателях прочности и жесткости.

Традиционно сетки изготавливают, используя технологию мокрой намотки. С развитием новых методов производства изделий из композитных материалов для применения сетчатых структур открываются новые возможности. Одним из перспективных направлений производства является трехмерная печать композитов, позволяющая получать сложные внутренние структуры композитных элементов конструкций. Возникает вопрос, в каком случае, и какая структура будет более эффективной для требуемой детали.

В настоящей работе было рассмотрено два типа структур деталей, изготавливаемых методом Composite Fiber Co-extrusion, – сетчатые и

сплошные слоистые композитные структуры. Производится сравнительный анализ и оценка весовой эффективности этих структур.

Материалы и методы

В качестве объектов исследования были рассмотрены две композитные квазиизотропные пластины симметрично армированные относительно срединной поверхности с укладками $[(0/90/+45/-45)_6]$ и $[(0/60/-60)_8]$, с толщиной одного слоя $\delta = 0,32$ мм. Также была рассмотрена композитная сетчатая пластина с укладкой ребер $[0/60/-60]$, с толщиной продольных и спиральных ребер равной $\delta_r = \delta_s = 0,65$ мм, с шагом между спиральными и продольными ребрами равным $a_s = a_r = 2$ мм (рис. 1, б). Толщина пластин составляет 7,68 мм, размер пластин – 200×200 мм.

В качестве технологии изготовления пластин был взят метод 3D-печати компании Anisoprint (технология CFC (Composite fiber co-extrusion), или коэкструзия композитного волокна). 3D-печать позволяет создать как квазиизотропный композит, так и сетчатый композит. При этом характеристики материала у обеих структур будут одинаковыми.

В качестве материала был взят углепластик со следующими характеристиками:

$$\begin{aligned} E_1 &= 64 \text{ ГПа}, E_2 = 4,1 \text{ ГПа}, G_{12} = 0,42 \text{ ГПа}, \nu_{12} = 0,36, \\ \bar{\sigma}_1^+ &= 863 \text{ МПа}, \bar{\sigma}_1^- = 230 \text{ МПа}, \bar{\sigma}_2^+ = 20 \text{ МПа}, \bar{\sigma}_2^- = 20 \text{ МПа}, \\ \bar{\tau}_{12} &= 15 \text{ МПа}. \end{aligned}$$

Плотность материала составляет $\rho = 1400 \text{ кг/м}^3$.

Схемы укладки квазиизотропных пластин и сетчатой структуры представлены на рисунке 1,а и 1,б соответственно.

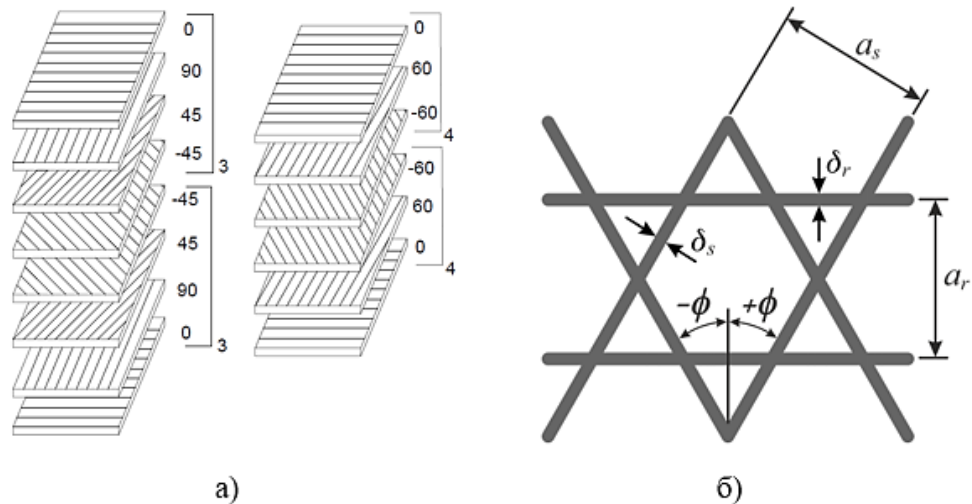


Рис. 1 – Схема: а) укладки квазиизотропных пластин, б) сетчатой структуры

Рассматриваемая сетка является изогридной, поэтому свойства материала для продольных и спиральных ребер будут одинаковыми.

Экспериментальная часть

Композиты работают максимально эффективно, когда нагрузка действует вдоль направления армирования, т.е. имеют высокие показатели удельной жесткости и прочности вдоль волокон. В случае с квазиизотропными слоистыми композитами все слои будут воспринимать поперечную относительно направления волокон нагрузку в общем случае. От этого эффективность композита падает.

Сетка в свою очередь воспринимает нагрузки вдоль ребер. Поэтому считается, что сетчатые структуры при одной и той же массе со слоистыми композитами будут выигрывать в показателях жесткости и прочности. Чтобы это подтвердить или опровергнуть, нужно провести сравнительный анализ характеристик обеих структур и сделать соответствующий вывод.

Для выполнения этой задачи необходимо было приблизить механические характеристики слоистого композита к характеристикам сетчатого. Поэтому, были рассмотрены пластины с одинаковой толщиной, с одинаковыми действующими на пластины нагрузками и с одинаковыми эффективными модулями упругости.

В данном исследовании рассматривались напряжения и деформации при одноосном сжатии, при одноосном растяжении и при чистом сдвиге. Действующие нагрузки задавались в соответствии с условием:

$$\begin{aligned} N_x &= \alpha N; N_y = \beta N; N_{xy} = \gamma N; \\ |\alpha| + |\beta| + |\gamma| &= 1, \end{aligned} \quad (1)$$

где α, β, γ – варьируемые коэффициенты, N – некоторая нагрузка.

В качестве нагрузки была принята сила, равная одному пределу прочности монослоя при растяжении:

$$N = \delta \cdot \overline{\sigma}_1^+ = 2,762 \cdot 10^5 \text{ Н/м} \quad (2)$$

Примем обозначения: (1/0/0) – одноосное растяжения вдоль волокон, (-1/0/0) – одноосное сжатие вдоль волокон, (0/1/0) – одноосное растяжение поперек волокон, (0/-1/0) – одноосное сжатие поперек волокон, (0/0/0,5) – чистый сдвиг.

Чтобы максимально приблизить механические характеристики структур, для нахождения параметра относительной толщины ребер у изотропной сетки было принято решение приравнять эффективные модули упругих характеристик E_x и E_y слоистого и сетчатого композита. Относительная толщина ребер (мощность ребер) получилась равной 0,358. Однако данное значение не удовлетворяет требованиям по техническим соображениям. Максимально возможная относительная толщина ребер, которую может реализовать оборудование, равна 0,33. При этом стоит сказать, что это значение тоже труднореализуемое.

Рассмотрен случай наиболее плотного заполнения сетки. На рисунке 2,а представлена визуализация определения объемной доли композита сетки. Для этого были соотнесены объем, занимаемый композитом в выделенной ячейке (на рисунке обозначена красным) с объемом всей ячейки. Объемная доля композита составляет 2/3 или 66,7 %. Однако эта объемная доля композита не эквивалентна эффективной плотности материала сетки, так как при таком подсчете не учитывается уплотнение материала в перекрестиях ребер. Для

оценки эффективной плотности был проанализирован рисунок 2,б. Места перехлестов и пустотная часть разбиты на равносторонние треугольники с одинаковой площадью (зеленые и желтые соответственно). Количество треугольников совпадает. Следовательно, эффективная плотность сетки будет составлять 100% плотности композиционного материала ребер. Это означает, что сетка по массе не будет отличаться от взятого эквивалентного слоистого композита.

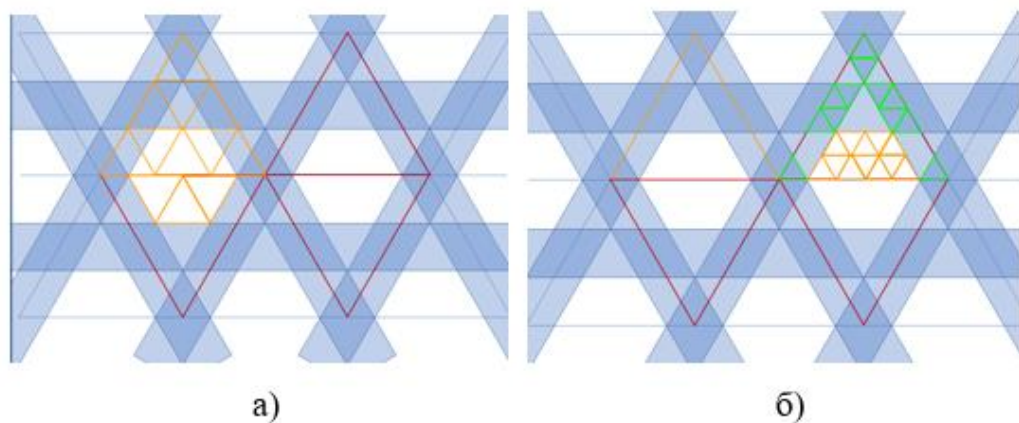


Рис. 2 –Заполнение изогридной сетки: а) с учетом одинарных пересечений ребер, б) максимальное заполнение

Проведено сравнение эффективных модулей напряжения и деформации полученных структур.

Эффективные упругие характеристики приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Сравнение эффективных модулей

Коэффициенты	0/90/45/-45	0/60/-60	сетка
E_x , Па	$22,9 \cdot 10^9$	$22,9 \cdot 10^9$	$21,3 \cdot 10^9$
E_y , Па	$22,9 \cdot 10^9$	$22,9 \cdot 10^9$	$21,3 \cdot 10^9$
G_{xy} , Па	$8,4 \cdot 10^9$	$8,4 \cdot 10^9$	$8,0 \cdot 10^9$

Из таблицы 1 видно, что эффективный модуль упругости сетки на 7 % меньше эффективного модуля упругости слоистых структур. Эффективный модуль сдвига сеток на 4,8 % меньше эффективного модуля сдвига слоистых структур.

Проведено сравнение деформации сетчатой и слоистой структур в системе координат композита, результаты приведены в таблице 2.

Таблица 2 - Сравнение деформации сетчатой и слоистой структур в системе координат композита

$N_x/N_y/N_{xy}$	0/60/-60			Сетка 0/60/-60		
	ε_x	ε_y	ε_x	ε_y	ε_x	ε_y
1/0/0	0,00157	-0,00057	0	0,0017	-0,00057	0
-1/0/0	-0,00157	0,00057	0	-0,0017	0,00057	0
0/1/0	-0,00057	0,00157	0	-0,00057	0,0017	0
0/-1/0	0,00057	-0,00157	0	0,00057	-0,0017	0
0/0/0,5	0	0	0,00214	0	0	0,0023

Сравнение проведено только с одной композитной пластиной из-за того, что характеристики слоистых пластин совпали.

Из таблицы видно, что деформация у сетки больше, чем деформация квазиизотропного композита. Это означает, что сетчатая структура обладает большей податливостью в сравнении со слоистой структурой (обладает меньшей жесткостью).

Удельные модули структур приведены в таблице 3.

Таблица 3 - Сравнение удельных модулей сетчатой и слоистой структур

Удельные модули	0/90/45/-45	0/60/-60	сетка
E_x	1670071	1670071	1570614
E_y	1670071	1670071	1570614
G_{xy}	613825	613825	588980

Удельные модули упругости – это отношение эффективных модулей к удельному весу (произведение удельной плотности на ускорение свободного падения). Из полученных результатов видно, что удельные модули упругости E_x и E_y сеток меньше соответствующих модулей у квазиизотропных композитов на 6 %. Модуль сдвига G_{xy} сеток меньше удельного модуля сдвига квазиизотропных композитов на 4 %.

Рассмотрены зависимости удельной прочности трех структур при одноосном растяжении/сжатии вдоль волокон, одноосном растяжении/сжатии поперек волокон и чистом сдвиге (рис. 3–5):

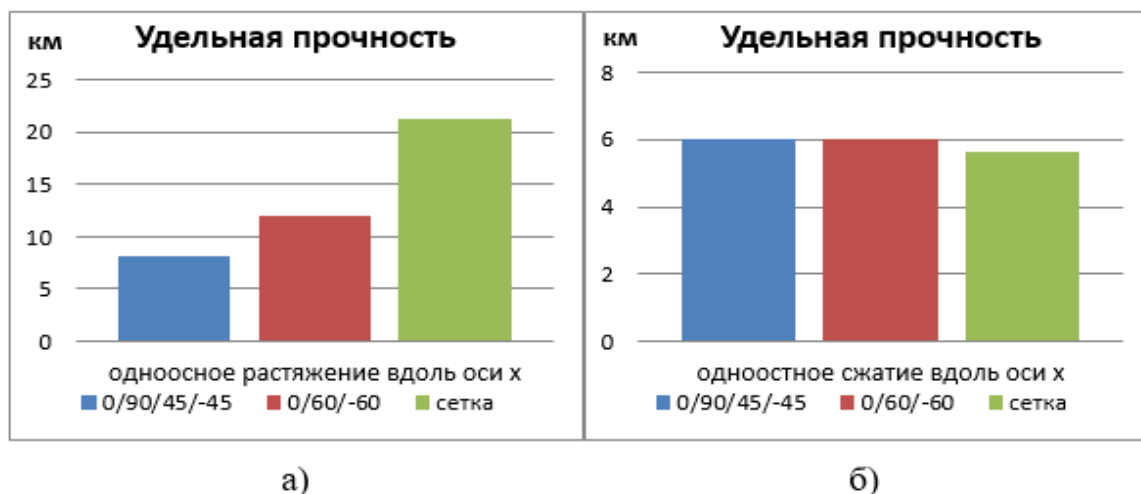


Рис. 3 – Показатели удельной прочности вдоль оси X:
а) при одноосном растяжении, б) при одноосном сжатии

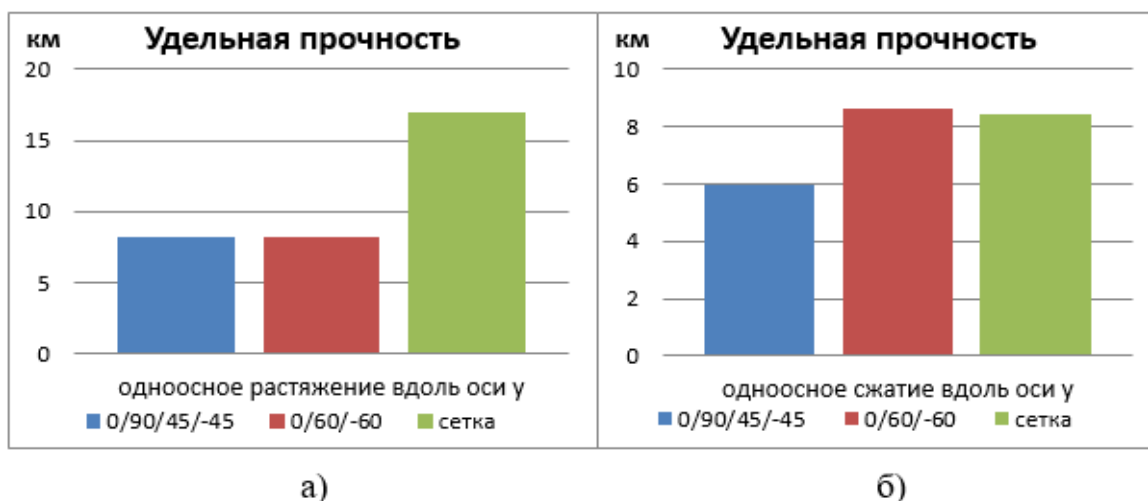


Рис. 4 – Показатели удельной прочности вдоль оси Y:
а) при одноосном растяжении, б) при одноосном сжатии

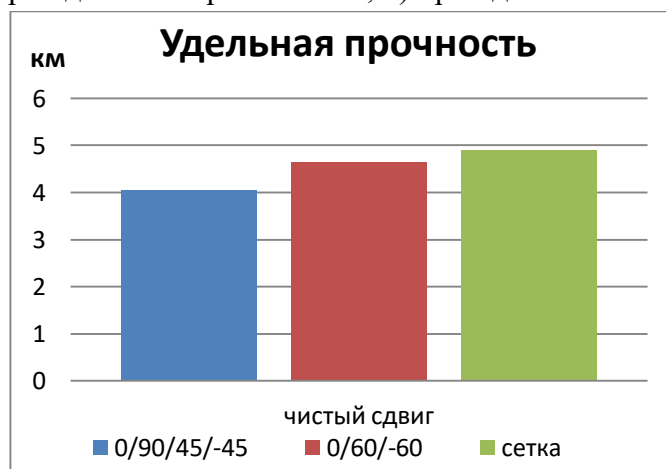


Рис. 5 – Показатели удельной прочности при чистом сдвиге

Как видно из представленных гистограмм, сетка выигрывает в показателях удельной прочности при растяжении вдоль оси x и y , и выигрывает в показателях при чистом сдвиге у квазиизотропных структур. Однако по удельной прочности при сжатии сетчатая структура имеет показатели чуть меньшие, чем в сравнении со слоистыми структурами. Это может быть связано с не очень хорошими характеристиками материала при сжатии ($\sigma_2^+ = 20$ МПа, $\sigma_2^- = 20$ МПа).

Приведены гистограммы зависимостей отношения удельной прочности сетки к удельной прочности слоистых структур при разных случаях нагружения (рис. 6 а, б):

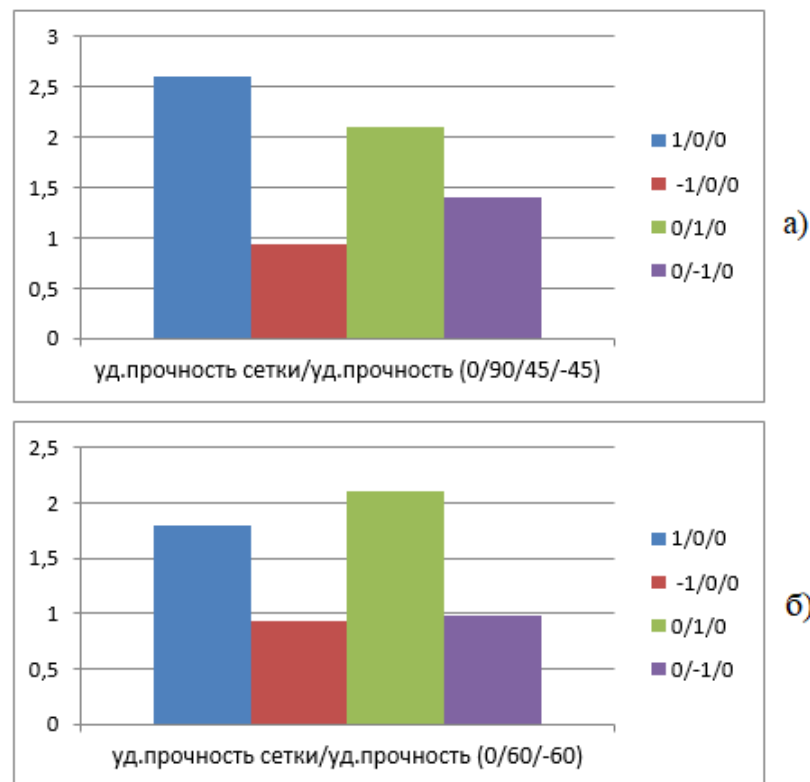


Рис. 6 – Сравнение удельных прочностей сетки и пластины с укладкой:
а) (0/90/45/-45), б) (0/60/-60)

Удельная прочность, измеряемая в метрах, показывает, какой должна быть длина стержня с постоянным поперечным сечением, чтобы он разрушился под собственным весом. Как видно из представленных гистограмм, удельная прочность сетки в 2,6 раза больше удельной прочности пластины с укладкой (0/90/45/-45) и в 1,8 раза больше удельной прочности

пластины с укладкой (0/60/-60) при одноосном растяжении вдоль оси x . При одноосном растяжении вдоль оси y сетка выигрывает в 2,1 раза у обеих пластин. При одноосном сжатии вдоль оси x показатели почти эквивалентны. При одноосном сжатии вдоль оси y удельная прочность сетки в 1,41 раза больше удельной прочности пластины с укладкой (0/90/45/-45), а с удельной прочностью пластины с укладкой (0/60/-60) показатели удельной прочности сетки почти эквивалентны.

Приведено сравнение характеристик удельной прочности структур при чистом сдвиге (рис. 7).

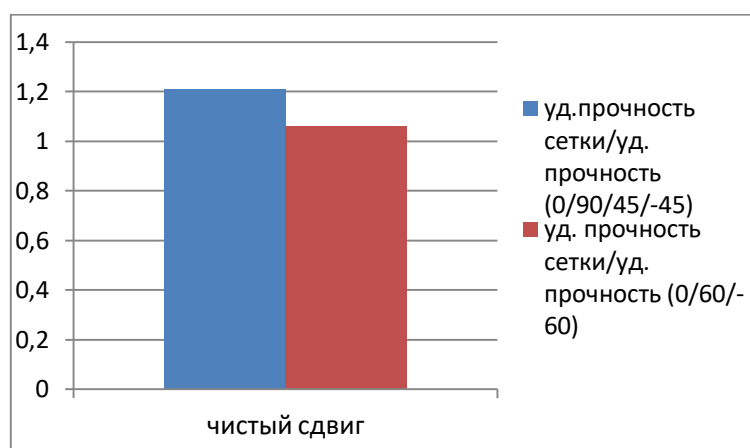


Рис. 7 – Сравнение удельных прочностей сетки и пластин при чистом сдвиге

Из гистограммы видно, что показатели удельной прочности сетки при чистом сдвиге превышают показатели удельной прочности пластины с укладкой (0/90/45/-45) в 1,21 раза и в 1,06 раза больше показателей удельной прочности пластины с укладкой (0/60/-60).

Выводы

Результаты, полученные в работе, показали, что 3D-печатная структура является несколько более податливой, а именно на 7 %, для растяжения/сжатия в сравнении с аналогичными слоистыми квазиизотропными структурами. Удельная прочность сетки при растяжении существенно превышает удельной прочность эквивалентных слоистых композитов. При сжатии вдоль оси x удельная прочность сетчатой структуры будет чуть меньше удельной прочности эквивалентных квазиизотропных

структур, но в то же время соизмеримой. При сдвиге и сжатии вдоль оси у удельная прочность сетки показывает чуть лучшие результаты в сравнении с квазиизотропными композитами. Таким образом, был сделан вывод, что в случае, когда приоритетом конструкции является жесткость, выгоднее использовать традиционные слоистые структуры при изготовлении деталей методом трехмерной печати. Однако, когда приоритетной будет прочность, то сетчатая структура будет более эффективной в весовом отношении.

Список литературы

1. Азаров А.В. Проблема проектирования аэрокосмических сетчатых композитных конструкций // Механика твердого тела. 2018. №4. С. 85– 86.
2. Шатов А.В. Моделирование деформативности композитных сетчатых цилиндрических корпусов космических аппаратов: дис. ... канд. физ-хим. наук : 01.02.04 / Шатов Александр Владимирович. Красноярск, 2016. 11 с.
3. Азаров А.В. Континуальная модель сетчатых оболочек, образованных системой спиральных ребер / А. В. Азаров // Композиты и наноструктуры. 2015. №3. С. 151–154.
4. Хазиев А.Р. Оптимальное проектирование композиционных элементов конструкций по условиям прочности, жесткости и устойчивости: дис. ... канд. техн. наук: 01.02.06 / Хазиев Алексей Равкатович. М., 2009. 40 с.
5. Васильев, В.В. Анизогридные композитные сетчатые конструкции – разработка и приложение в космической технике / В.В. Васильев, В.А. Барынин, А.Ф. Разин, С.А. Петроковский, В.И. Халиманович // Композиты и нано-структуры. 2009. №3. С.38–50.

УДК 621.767

**Особенности режимов управления процессом
в технологии лазерного нанесения металлов**

Завалов Ю.Н.; Дубров А.В.;

Родин П.С.; Дубров В.Д.

dubrov.av@mail.ru

*Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН –
филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН*

Аннотация:

С целью расширить палитру доступных управляющих параметров управления предложено дополнить число контролируемых параметров разработанной установки лазерного нанесения металлов вариацией временных и пространственных параметров лазерного излучения. Показано, что использование широтно-импульсной модуляции мощности лазера позволяет управлять формой наносимой дорожки.

Ключевые слова:

метод лазерного нанесения металлов, широтно-импульсная модуляция, управление по оптическому сигналу.

Введение

Создание изделий в аддитивной технологии лазерного нанесения металла (ЛНМ) происходит путём последовательного нанесения отдельных дорожек. Каждая дорожка формируется в результате воздействия лазерного излучения на поток порошка и ранее нанесённый материал (или подложку) [1]. При этом пространственные распределения потока порошка и лазерного излучения неоднородны [2], они имеют сходящийся, а затем расходящийся профиль. Смещение положения перетяжек лазерного луча и потока порошка друг относительно друга изменяет область и степень нагрева частиц излучением, а расстояние до области расплава формируемой дорожки влияет на интенсивность и эффективность проплавления её лазерным излучением и размер области осаждения частиц, так что эти параметры определяют качество и эффективность процесса ЛНМ [3]. В работах [1–4] показана взаимосвязь между конечными микроструктурными и физическими характеристиками материала и условиями его затвердевания в технологии ЛНМ, определяемыми параметрами процесса. С учетом высоких значений термических градиентов и ограниченности области формируемого изделия, а также высоких скоростей нагрева и охлаждения материала физические процессы, сопровождающие технологию ЛНМ, характеризуются меньшей стабильностью по сравнению с традиционными производственными технологиями. Для обеспечения требуемого уровня качества и стабильности процесса ЛНМ необходимо своевременно и точно определять аномалии в динамике процесса для того, чтобы иметь возможность провести корректирующую процедуру управления параметрами [1, 5]. Как следствие, необходимо в реальном времени контролировать как технологические параметры ЛНМ, например, скорость сканирования, мощность, так и параметры наносимого слоя, например, температуру и площадь области расплава, высоту наносимого слоя. Существующие современные исследования в области диагностики процесса ЛНМ нацелены, прежде всего,

на контроль технологического процесса с выделением его особенностей и соотносением их с параметрами процесса и свойствами материала пост-фактум [2, 3]. Однако, прогресс в этой области позволяет использовать средства контроля для онлайн мониторинга и построения систем слежения за технологическим процессом, например, системы управления мощностью лазера с контролем температуры расплава. Система такого рода была исследована в [6], где также показана необходимость многопараметрического управления технологическим процессом. Контроль привносимого количества тепла и скорости охлаждения с управлением мощностью лазера использовался в [4]. В работе [7] предложено учитывать текущее значение расхода порошка при контроле высоты формируемой дорожки. В [8] обращено внимание на то обстоятельство, что формирование микроструктуры зависит от скорости охлаждения на фронте кристаллизации, которая, в свою очередь, может существенно варьироваться при изменении управляемых параметров, таких как мощность лазера и скорость сканирования. В таком случае при построении системы управления предложено обеспечивать поддержание скорости охлаждения. В [9] показана необходимость контроля как высоты дорожки, так и температуры поверхности расплава. Развитие систем управления процессом ЛНМ рассмотрено в обзоре [10]. Таким образом, повышение качества формируемого изделия в процессе ЛНМ требует построения системы многопараметрического управления технологическим процессом. С этой целью необходимо исследовать процесс ЛНМ в широком диапазоне технологических параметров. Кроме того, необходимо расширить палитру доступных управляющих параметров с целью надежного поддержания заданного значения целевой функции в условиях неустойчивости технологического процесса, например, с целью стабилизации высоты формируемой дорожки, температуры или объема расплава и т. д.

1. Описание экспериментальной установки

Основная часть экспериментальной установки со снятым кожухом представлена на рис. 1(а) и включает порошковый питатель 1 (GTV PF 2.1LC) и лазерную головку 2 (Precites YC52). С целью формирования изделия подложка 3 установлена на подвижной части робота – манипулятора 4 (Kuka KR10 900). Используется волоконный иттербиевый лазер мощностью 400 Вт (ЛК-400-В, НТО «ИРЭ-Полюс»).

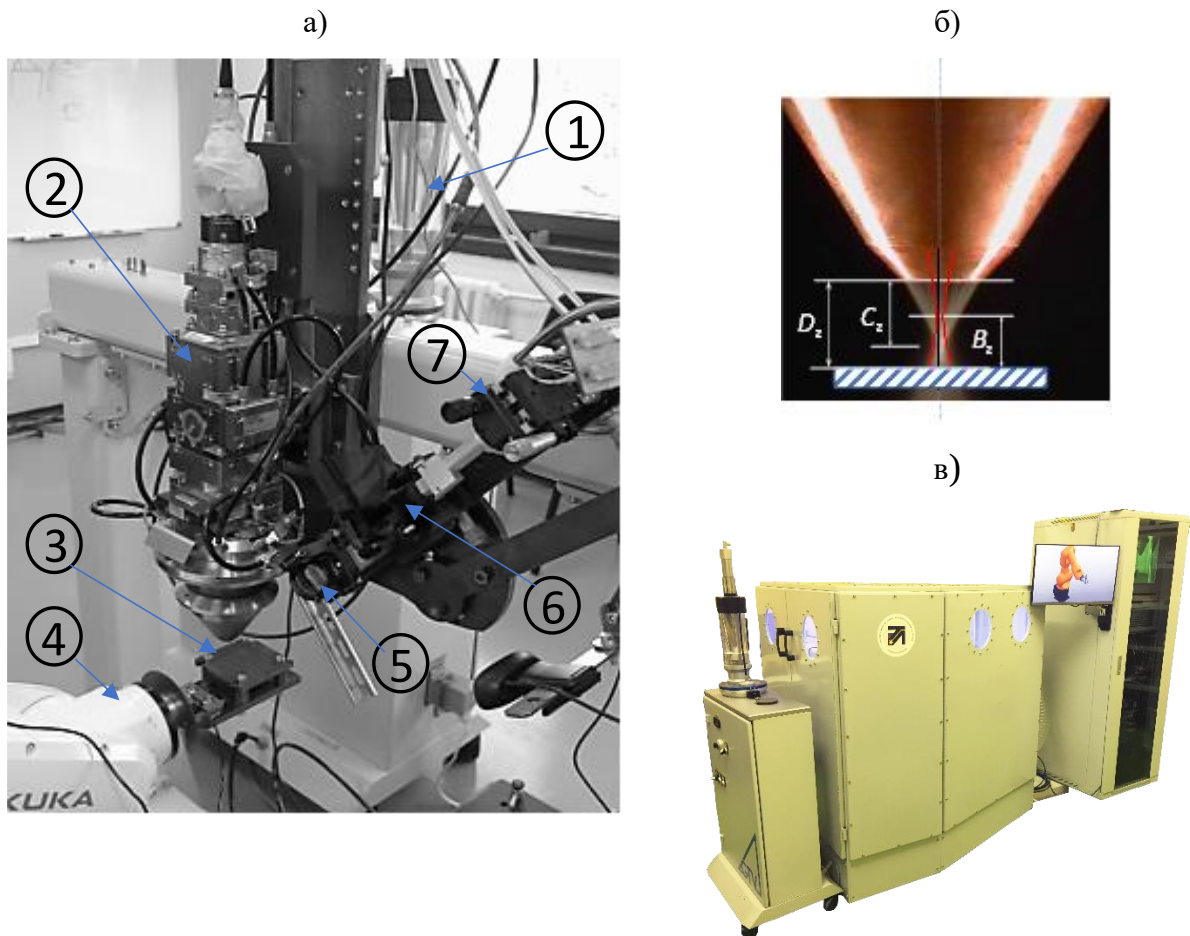


Рис. 1 – а) Общий вид экспериментальной установки: 1 – порошковый питатель, 2 – лазерная головка, 3 – подложка, 4 – робот - манипулятор, 5 – линза пирометра, 6 – сенсор пирометра, 7 – транслятор сенсора; б) Схема взаимного расположения подложки, сопла, потока частиц и лазерного пучка; в) Общий вид установки ЛНМ

Общий вид разработанной экспериментальной установки показан на рис. 1(в). Коаксиальное сопло лазерной головки, схематично изображенное на рис.1(б), формирует сходящийся кольцевой поток порошка. На рис. 1(б) приведены обозначения, используемые в дальнейшем: B_z – расстояние от

подложки до перетяжки лазерного пучка, D_z – расстояние от нижней поверхности сопла до подложки. Расстояние от сопла до сечения минимального размера потока порошка C_z составляет 11 мм. Как было показано в [11] производительность процесса ЛНМ может существенно изменяться в зависимости от параметров B_z , C_z , D_z .

В экспериментах использовался порошок аустенитной стали ПР-Х18Н9 с содержанием углерода около 0,09 %. Гранулометрический состав порошка (40...100) мкм. Использовались подложки толщиной 4 мм из стали 08Х18Н10Т.

2. Исследование процесса нанесения покрытий

Известно, что оборудование, используемое для аддитивного синтеза изделий по технологии ЛНМ, может быть использовано для выполнения операций по формированию покрытий на поверхности изделия и для ремонта изношенных или поврежденных деталей [12]. С этой целью проведен подбор технологических параметров экспериментальной установки для реализации процесса нанесения покрытий [13].

В серии экспериментов на каждую подложку размером 40×10×4 мм наносилась одиночная дорожка длиной 34 мм при заданных значениях технологических параметров B_z , C_z , D_z , а также скорости сканирования V и мощности лазера P . Скорость V варьировались в пределах (800...1100) мм/мин. B_z принимало значение 6 мм, 8 мм и 9 мм в разных сериях экспериментов, расстояние D_z изменялось от 10 мм до 13 мм. Массовый расход порошка G_0 варьировался от 5,6 г/мин до 12,5 г/мин. В экспериментах использовалось максимальное значение мощности 400 Вт. Расход газа питателя составлял 10 нл/мин, давление защитного газа 0,6 МПа, расход защитного газа 10 нл/мин.

Поперечные сечения образцов с нанесённой дорожкой изображены на рис. 2 при разных значениях параметра D_z*10+B_z в случае скорости $V=800$ мм/мин и расхода $G_0=8,4$ г/мин. Таким образом, при тех же значениях

скорости и мощности лазера в зависимости от выбранных дополнительных параметров существенно изменяется форма синтезируемой дорожки и глубина проплавления дорожки.

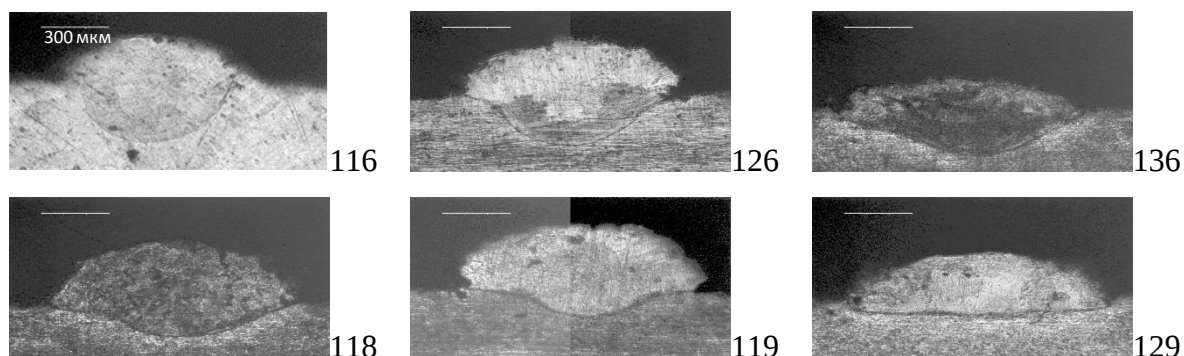


Рис. 2 – Поперечное сечение нанесённой дорожки. Указан параметр $Dz \cdot 10 + Bz$

Для целей нанесения покрытия могут быть выбраны следующие технологические режимы ($Dz = 12$ мм; $Bz = 9$ мм) и ($Dz = 13$ мм; $Bz = 6$ мм). Они выбраны по критерию максимального отношения ширины дорожки к ее высоте и достаточной глубины проплавления. При иных параметрах режима наблюдается чрезмерное проплавление подложки, что может вести к увеличению внутренних напряжений и короблению детали. Ранее было проведено численное моделирование, позволяющее определить коэффициент формы K – отношение высоты дорожки к ее ширине в зависимости от параметров процесса [14].

В табл. 1 представлены результаты нанесения одиночных дорожек при мощности лазера 400 Вт, указаны технологические параметры процесса и приведены соответствующие изображения поперечных сечений дорожек.

Таблица 1 - Поперечное сечение нанесённой дорожки. Указан масштаб 300 мкм

V, мм/мин	G ₀ г/мин	D _z мм	B _z мм	V, мм/мин	G ₀ г/мин	D _z мм	B _z мм	V, мм/мин	G ₀ г/мин	D _z мм	B _z мм
800	12,5	13	6	1100	8,4	11	8	1100	15,6	12	6

Таблица 2 - Технологические параметры и размеры валика

№ п.п	V, мм/мин	G ₀ г/мин	D _z мм	B _z мм	Ширина, мкм	Высота, мкм
1	800	8,4	12	9	1186	360
2	800	8,4	13	6	1132	280
3	800	12,5	13	6	1091	265
4	1100	8,4	11	8	1018	258
5	1100	15,6	12	6	908	257

Были проведены измерения геометрических характеристик образцов. Результаты представлены в табл. 2.

3. Формирование дорожек методом ЛНМ с использованием широтно-импульсной модуляции мощности лазера

На рис. 3 приведены результаты воздействия лазерного излучения на подложку при сканировании со скоростью 200 мм/мин: верхняя дорожка (1) была выполнена без использования порошка, в двух других случаях, обозначенных как (2) и (cw), были сформированы дорожки с подачей порошка. Расход порошка G_0 составлял 8,4 г/мин. В процессе сканирования средняя мощность излучения P_a изменялась ступенчато через каждые 12 мм и составляла 20%, 40%, 60%, 75%, 90% от максимальной мощности лазера. В случаях (1) и (2) мощность воздействия изменялась путем широтно-импульсной модуляции (PWM) мощности лазера с периодом повторения импульсов $t_0=72$ мс. В случае (cw) мощность устанавливалась на тех же уровнях в непрерывном режиме.

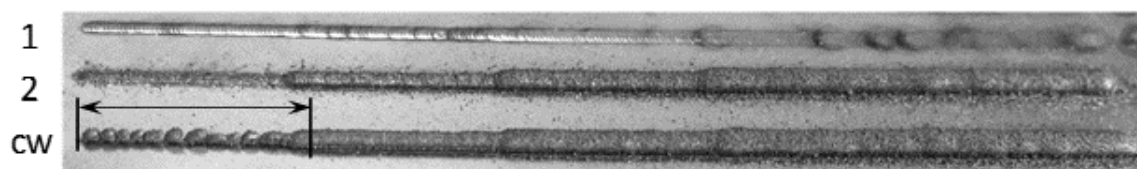


Рис. 3 – Образцы формирования дорожки

Консолидация порошка в случае (cw) происходит на более узком участке подложки, что приводит к более высоким значениям коэффициента формы K по сравнению со случаем (2).

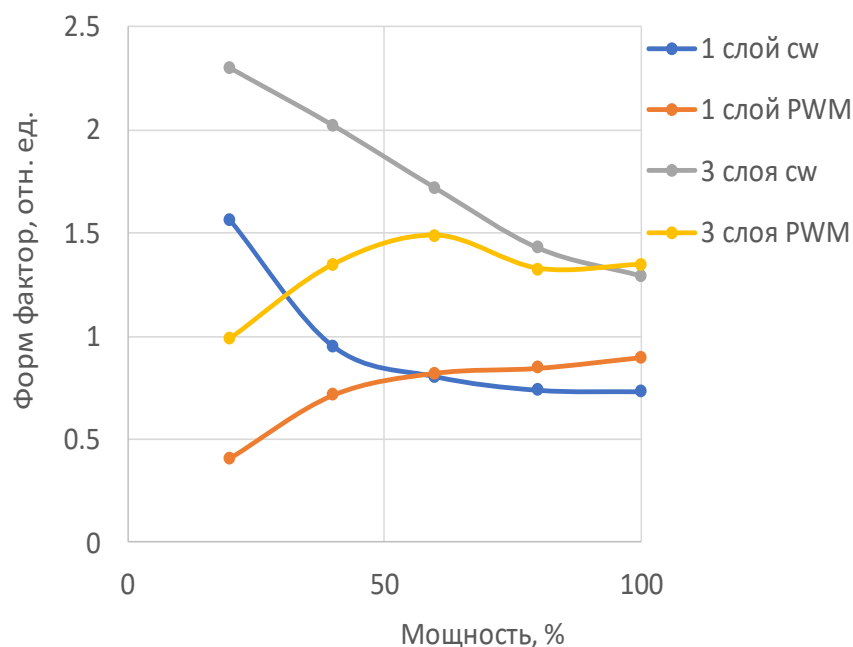


Рис. 4 – Зависимость коэффициента формы K от средней мощности для разных способов управления мощностью лазера

С ростом усредненного значения мощности лазера от 80 до 250 Вт (рис. 4) изменяется форм-фактор наносимой дорожки. В случае снижения мощности лазера в непрерывном режиме K возрастает в 1,5–2 раза. С ростом коэффициента скважности от (1...1,5) до (3...5) в случае использования режима PWM коэффициент K снижается в 1,5–2 раза. Таким образом, при той же средней мощности лазера были получены валики с разными геометрическими характеристиками, в зависимости от способа регулирования мощности лазера.

4. Система управления процессом ЛНМ по оптическому сигналу

Для контроля температуры на поверхности расплава была использована установленная под наклоном многоканальная оптическая система диагностики (МОСД) с оптоволоконным каналом передачи как

теплового излучения ванны расплава, так и части отраженного от поверхности расплава лазерного излучения к набору фотодиодов. Оптическая часть МОСД включает линзу 5 и многоканальный сенсор 6 размещенный на 4-координатном трансляторе 7 (рис. 1). В блоке предусилителей тока фотодиодов формируются сигналы, амплитуды которых пропорциональны с учетом спектра чувствительности фотодиодов освещению приемной части сенсора 6, в котором оптоволоконные кабели шести каналов конструктивно размещены в ряд на расстоянии 0.3 мм друг от друга. В каждом канале фотоприемники состоят из двух типов фотодиодов, установленных на одной оптической оси и имеющих чувствительность в разных спектральных диапазонах. Спектральные окна чувствительности с учетом использованных дополнительных оптических фильтров лежат в диапазонах (1,7...2,2) мкм у фотодиода первого типа и (0,95...1,4) мкм у фотодиода второго типа. Линза 5 фокусирует долю теплового излучения нагретой области и часть отраженного лазерного излучения перед приемной частью сенсора. Используется модуль АЦП LTR11 в составе крейта LTR-EU-8 (L-CARD) для оцифровки токов фотодиодов. Глубина квантования составляла 14 бит, шаг дискретизации – 200 мкс. Использование диодов с чувствительностью к тепловому излучению в области инфракрасного диапазона SWIR позволяет в режиме яркостного пирометра получать распределение температуры в 6 подобластях области расплава. Фотодиоды второго типа чувствительны также и к отраженному лазерному излучению.

В качестве регулируемого параметра процесса была выбрана мощность лазерного излучения. Мощность изменяется относительно уровня, заданного в коде управляющей ЧПУ-программы. Предполагается, что с изменением мощности лазера изменяется объем ванны расплава и, следовательно, массовая производительность формирования дорожки. Программная часть системы управления реализована с использованием среды разработки LabView. ПИД-регулятор системы управления поддерживает уровень

сигнала пирометра с заданной точностью путем регулирования мощности лазерного излучения. При необходимости ПИД регуляция мощности лазера может быть включена отдельно или совместно с режимом PWM.

Логика управления исполнялась на внешнем вычислительном оборудовании. Использовался вычислительный модуль на базе процессора Intel Core i3-6100 3.7GHz, оборудованный тремя интерфейсами RS-232: один для загрузки управляющих программ на контроллер ЧПУ, и два – для включения «в разрыв» последовательного интерфейса связи ЧПУ с лазером. Связь с крейтом L-CARD, в котором располагались модули АЦП сигналов многоканального пирометра осуществлялась через интерфейс USB. Таким образом, разработанная система управления размещается «в разрыв» между имеющимся ЧПУ контроллером процесса и лазером, что позволяет использовать систему не только в лабораторных или вновь создаваемых установках, но и для интеграции в существующие ЧПУ системы. Она перехватывает команды управления лазером, синхронизируется с командами включения/выключения излучения и учитывает текущую заданную мощность лазера при формировании скорректированных значений.

В процессе апробации системы управления технологическим процессом был проведен анализ данных МОСД, и в качестве входного сигнала регулятора использован синтетический сигнал, включающий усреднение пирометрического сигнала яркостной температуры с 4 пространственных областей и долю отраженного лазерного излучения. Это позволило, в частности, компенсировать зависимость сигнала МОСД, установленной под наклоном, от направления движения, и расширить диапазон допустимых расстояний между соплом и рабочей поверхностью.

С целью снижения размаха пульсаций проводилось пространственное и временное усреднение сигнала, усреднялись данные измерения температуры в 4 областях изображения области расплава, формируемого линзой МОСД. Кроме того, проводилось усреднение последних 33 отсчетов измерений

температуры. Параметры ПИД-регулятора оптимизировались методом Циглера–Никольса, что позволило снизить длительность цикла работы регулятора с 75 до 15 мс.

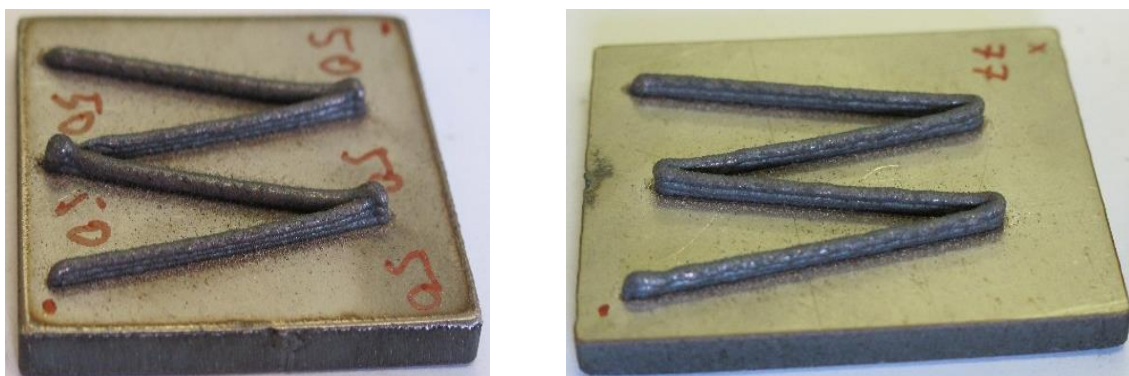


Рис. 5 – Образцы формирования дорожки в виде буквы W. Слева без обратной связи, справа - с обратной связью по оптическому сигналу

Результаты формирования дорожки с резким изменением направления нанесения (в виде буквы W) представлены на рис. 5: слева – без использования обратной связи, справа – с использованием обратной связи по оптическому сигналу при скорости сканирования $V=420$ мм/мин. При отсутствии регулирования мощности лазера на резких поворотах возрастала высота формируемой дорожки, с увеличением числа слоев выраженность эффекта нарастала. Это связано как с уменьшением текущей скорости сканирования на углах при ограниченном предельном ускорении механической системы, так и с локальным увеличением эффективности захвата порошка из-за роста температуры [7, 16].

Выводы

Представлено исследование особенностей режимов управления процессом в технологии лазерного нанесения металлов. Работы проводились на базе разработанной установки с интегрированными системами слежения и диагностики. Предложено расширить область использования установки ЛНМ вариацией временных и пространственных параметров лазерного излучения,

например, использование широтно-импульсной модуляции мощности лазера позволяет управлять формой наносимой дорожки. Показано, что при тех же значениях скорости сканирования и мощности лазера путем изменения дополнительных параметров возможно изменять форму синтезируемой дорожки и глубину проплавления. В частности, получены технологические режимы формирования покрытия на поверхности стальной подложки с высотой одного слоя до 260 мкм. Использование широтно-импульсной модуляции мощности лазера позволяет управлять формой наносимой дорожки: в случае роста скважности до (3...5) отношение высоты к ширине формируемой дорожки снижается в 1,5–2 раза. Это значит, что при той же средней мощности лазера в зависимости от выбранного режима регулирования мощности ЛИ получены валики с разными геометрическими характеристиками. Приведены результаты управления процессом ЛНМ с системой обратной связи на основе диагностической системы с пирометрическим датчиком. Использование системы управления с обратной связью по оптическому каналу приводит к 20 % превышения высоты дорожки над заданным значением вместо предыдущих значений, около 70 %, на траекториях с резкими поворотами. Разработанная система управления размещается «в разрыв» между имеющимся ЧПУ контроллером процесса и блоком управления лазером, что позволяет использовать систему не только в лабораторных или вновь создаваемых установках, но и для интеграции в существующие.

Список литературы

1. Mazumder, J. Laser-aided direct metal deposition of metals and alloys / J. Mazumder // Laser Additive Manufacturing. — M. Brandt: Ed. — Woodhead Publishing. — 2017. — p. 21–53.

2. Zhong, C. The Influence of the Powder Stream on High-Deposition-Rate Laser Metal Deposition with Inconel 718 / C. Zhong, N. Pirch, A. Gasser, R. Poprawe, J. H. Schleifenbaum // *Metals*. — 2017. — v.7. — p.443.
3. Pirch, N. Analysis of track formation during laser metal deposition / N. Pirch, S. Linnenbrink, A. Gasser, K. Wissenbach, R. Poprawe // *J. of Laser Application*. — 2017. — v.29. — p.022506.
4. Farshidianfar, M. H. Real-time control of microstructure in laser additive manufacturing / M. H. Farshidianfar, A. Khajepour, A. Gerlich // *The Int. J. of Advanced Manufacturing Technology*. — 2016. — v.82. — p.1173-1186.
5. Bi, G. Identification and qualification of temperature signal for monitoring and controlling laser cladding / G. Bi, A. Gasserb, K. Wissenbachb, A. Drenkerb, R. Poprawe // *Optics and Lasers in Engineering*. — 2006. — v. 44. — p.1348–1359.
6. Salehi, D. Melt pool temperature control using LabVIEW in Nd:YAG laser blown powder cladding process / D. Salehi, M. Brandt // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* — 2006. — v.29. — P.273.
7. Ding, Y. Development of Sensing and Control System for Robotized Laser-Based Direct Metal Addition System / Y. Ding, J. Warton, R. Kovacevic // *Additive Manufacturing*. — 2016. — v.10. — P. 24–35.
8. Devesse, W. Design of a Model-based Controller with Temperature Feedback for Laser Cladding / W. Devesse, D. Baere, P. Guillaume // *Physics Procedia*. — 2014. — v.56. — P. 211–219.
9. Song, L. Control of melt pool temperature and deposition height during direct metal deposition process / L. Song, V. Bagavath-Singh, B. Dutta, J. Mazumder // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* — 2012. — v.58(1–4). — P. 247–256.
10. Denlinger, E.R. Effect of inter-layer dwell time on distortion and residual stress in additive manufacturing of titanium and nickel alloys / E.R.Denlinger, J.C.Heigel, P. Michaleris, T.A. Palmer // *J. of Materials Processing Technology*. — 2015. — v.215. — P. 123–131.

11. Завалов, Ю. Н. Влияние технологических параметров на производительность при изготовлении металлических деталей методом прямого лазерного выращивания / Ю.Н. Завалов, А.В. Дубров, П.С. Родин, А.Н. Антонов, Е.С. Макарова, С.В. Стенькин, В.Д. Дубров / материалы V международной конференции Аддитивные технологии: настоящее и будущее (г. Москва, 22 марта 2019 г.), / ФГУП «ВИАМ». — М.: ВИАМ. — 2019. — С. 121–130 (372 с.)
12. Sun, G. F. Laser metal deposition as repair technology for 316L stainless steel: Influence of feeding powder compositions on microstructure and mechanical properties / G. F. Sun, X. T. Shen, Z. D. Wang et al // Optics and Laser Technology. — 2019. — v.109. — p. 71–83.
13. Zavalov, Y. N. The peculiarities of surface cladding by laser metal deposition of AISI304 steel / Y. N. Zavalov, A. V. Dubrov, E. S. Makarova, V. D. Dubrov // J. Phys. Conf. Ser. — 2019. — V.1281. — P. 012095
14. Zavalov, Y. N. Evaluation of thermal behavior during laser metal deposition using optical pyrometry and numerical simulation / Y. N. Zavalov, A. V. Dubrov, F. Kh. Mirzade et al. // Proc. SPIE. — 2017. — 10330. — 103301K.
15. Li, L. Interaction of Laser beam, Powder Stream and Molten Pool in Laser Deposition Processing with Coaxial Nozzle / L.Li, Y. Huang // Journal of Physics: Conference Series. — 2018. — v.1063. — p. 012078.
16. Ponche, R. A novel methodology of design for Additive Manufacturing applied to Additive Laser Manufacturing process / R. Ponche, O. Kerbrat, P. Mognol, J.-Y. Hascoet // Robotics and Computer-Integrated Manufacturing. — 2014. — v.30(4). — P. 389–398.

УДК 669

**Исследование влияния особенностей технологического процесса
аддитивного производства (лазерной стереолитографии)
на функциональные характеристики изделий**

Ипполитов Е.В.¹; Камаев С.В.¹; Марков М.А.¹;

Никуленко А.А.²; Новиков М.М.¹

¹*Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН – филиал
Федерального государственного учреждения «Федеральный научно-
исследовательский центр «Кристаллография и фотоника» Российской
академии наук», г. Шатура*

²*ФГУП «ЦАГИ» им. проф. Н. Е. Жуковского, г. Жуковский М.О.*

Аннотация:

*В работе сообщается о технологических особенностях работы с
новой фотополимеризующейся композицией ИПЛИТ-4 для достижения
наилучших характеристик получаемого твердого полимера. Установлено,
что многократное рисование слоя с пропорциональным увеличением
скорости рисования тонких мест модели способствует улучшению физико-
механических характеристик. Также показано определенное преимущество
вертикального изготовления тестовых образцов для получения наилучших
значений функциональных характеристик.*

Ключевые слова:

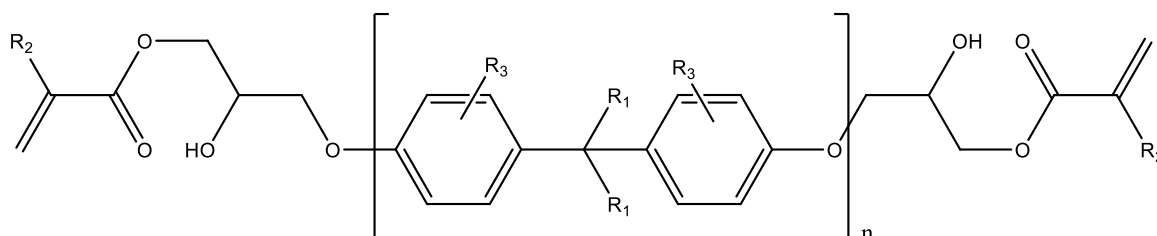
*аддитивные технологии, лазерная стереолитография,
фотополимеризация, трехмерное моделирование, фотополимерная
композиция*

Технологии, объединенные общим термином «аддитивные», к которым относится и лазерная стереолитография, сегодня способны производить не только прототипы, но и вполне работоспособные функциональные изделия. Если говорить о лазерной стереолитографии [1–7], то тут функциональность финишного изделия определяется, главным образом, совокупностью свойств всех составляющих используемой фотополимеризующейся композиции (далее – ФПК), но и технологией изготовления тестовых образцов.

При разработке фотополимеризующейся композиции «ИПЛИТ-4», приоритетными задачами было уменьшение объемной усадки при сохранении акриловой природы реакционных групп, улучшение физико-механических характеристик по сравнению с существующими акриловыми фотополимерами и экономическая привлекательность использования нового материала.

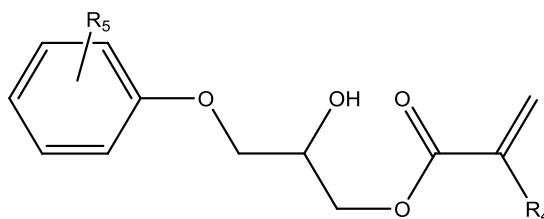
Результатами работы в данном направлении оказался материал [8], содержащий ряд метакриловых олигомеров и мономеров, а именно:

– ди(мет)акриловый олигоэфир формулы



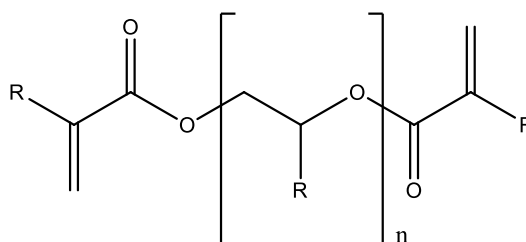
где ($R_1 = \text{H}, \text{CH}_3$; $R_2 = \text{H}, \text{CH}_3, \text{C}_6\text{H}_5$; $R_3 = \text{орто-Cl}, \text{H}$; а число звеньев n варьируется от 1 до 5,

– (мет)акриловый (фенил)эфирный мономер формулы



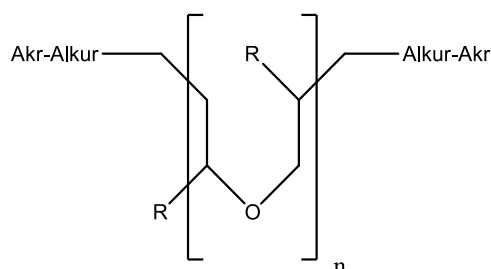
где $R_4 = \text{H}, \text{CH}_3, \text{C}_6\text{H}_5$; $R_5 = \text{орто-CH}_3, \text{орто-C}_4\text{H}_9, \text{орто-Cl}$ или $\text{пара-CH}_3, \text{пара-C}_4\text{H}_9, \text{пара-Cl}$),

– ди(мет)акрловый олигогликоль формулы

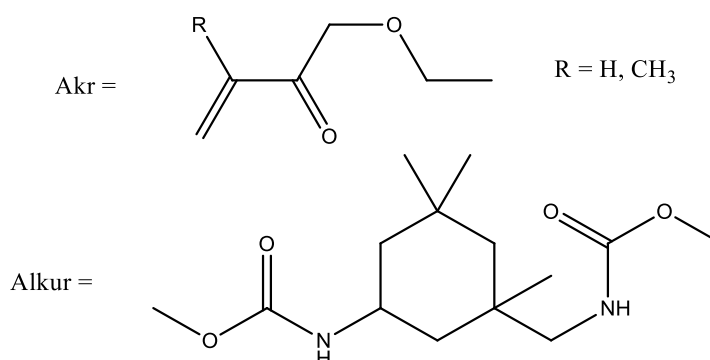


где R = H, CH₃, а число звеньев в цепи варьируется от 2 до 4,

– олигоуретан ди(мет)акрилат формулы



где n = 1-2, а боковые звенья, а заместители



Стоит отметить, что за исключением (мет)акрилового (фенил)эфирного мономера, три остальных компонента являются не мономолекулярными продуктами, а представляют собой смесь гомологов, содержащих различное число звеньев «n» в указанном диапазоне для каждого соединения. В качестве фотоинициатора используется 2,2-диметокси 2-фенилацетофенон, как один из наиболее эффективных фотоинициаторов радикальной полимеризации.

На рис. 1 представлены результаты тестирования нового фотополимера.

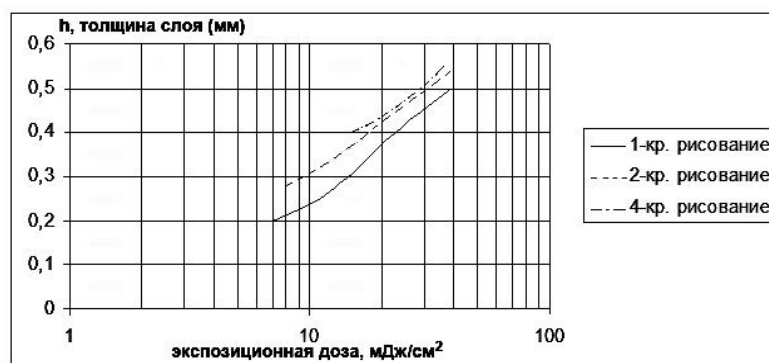


Рис. 1 – Экспериментально полученная сенситометрическая зависимость для предлагаемой фотополимеризуемой композиции толщины отверждаемой пленки h (мм) от экспозиционной дозы лазерного излучения E (мДж/см²), с использованием HeCd лазера, $\lambda=325$ нм

На основании экспериментальных данных были рассчитаны параметры E_c и D_p , являющиеся важнейшими характеристиками каждой ФПК., которые приведены в табл.1.

Таблица 1 - Параметры отверждения ФПК ИПЛИТ-3 и ИПЛИТ-4

Кратность рисования одного слоя	E_c , мДж/см ²	D_p , мм
ИПЛИТ-3 $\lambda=325$ нм		
1	3.7	0.15
ИПЛИТ-4 $\lambda=325$ нм		
1	2.0	0.12
2	1.5	0.13
4	1.5	0.13
ИПЛИТ-4 $\lambda=355$ нм		
1	1.5	0.15

Измеренная объемная усадка нового материала составляет 4 %.

В изобретении [9] речь идет о многократном рисовании каждого слоя с целью уменьшения общей экспозиционной дозы, то в данном случае мы попробовали использовать этот метод не только, и не столько для уменьшения экспозиционной дозы, поскольку она и так невелика, но для формирования вспомогательной конструкционной структуры, обладающей нужными физико-механическими характеристиками. Недостаточность таких характеристик у получаемых конструкционных структур являются следствием того, что ФПК ИПЛИТ-4 является смесью четырех мономеров, и

несмотря на то, что все они имеют в своей структуре метакриловую группу, они все обладают разными скоростями и роста, и обрыва цепи. Конечно, когда речь идет о сополимеризации, то более-менее равномерное распределение всех компонентов при формировании полимера происходит только при полимеризации сплошного слоя. Полимеризация конструктивных структур, где каждый слой не более чем единичная линия (либо набор таких линий, но далеко отстоящих друг от друга) не препятствует процессам диффузии и массообмена на границе отвержденного полимера и жидкой смолы, растворенный кислород и кислород из воздуха свободно реагируют с полимерными радикалами, и это значит, что в процесс формирования полимера наибольший вклад вносят самые долгоживущие радикалы, имеющие самое низкое значение константы обрыва цепи. Следствием этого является образование полимера со свойствами, значительно отличающимися от свойств полимера, формирующегося при сплошной засветке слоя. Многократное рисование на высоких скоростях позволяет более активно «вовлечь» в процесс роста конструктивных структур и остальные компоненты смолы, формирующие более прочный полимер. На рис. 2 представлены результаты выращивания тест-объекта стандартным способом однократного рисования с большой дозой облучения А, и полученного Б с 3-х кратным рисованием при уменьшенной экспозиционной дозе на каждом рисовании.

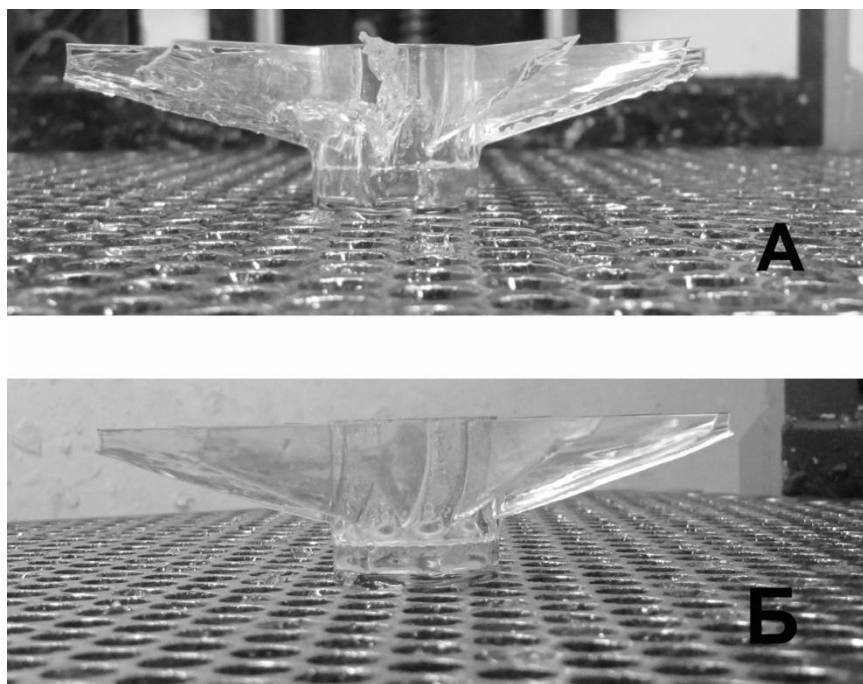


Рис. 2 – Крыльчатка, выращенная из ФПК ИПЛИТ-4 при однократном (А) и ускоренном многократном (Б) рисовании каждого слоя

Таким образом, при работе с многокомпонентными фотополимерами, на примере ФПК «ИПЛИТ-4» показано, что используя многократное лазерное рисование на увеличенных скоростях, при сохранении или в некоторых случаях даже уменьшении общей длительности процесса, можно добиться улучшения физико-механических характеристик получаемых моделей и значительно расширить область использования таких моделей.

Исследования физико-механических свойств отвержденных фотополимеризующихся композиций

Для исследования физико-механических свойств отвержденных фотополимеризующихся композиций по эскизам заказчика были подготовлены трехмерные компьютерные модели двух типов стандартных образцов для испытаний полимерных материалов согласно ГОСТ 11262-80. На рисунке 3 представлены соответствующие эскизы.

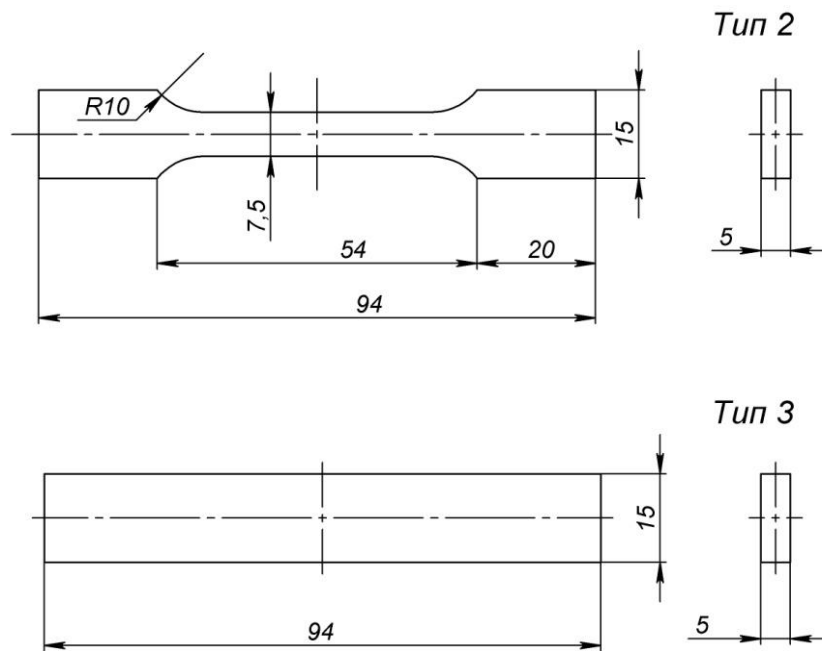


Рис. 3 – Эскизы стандартных образцов для испытаний полимерных материалов (ГОСТ 11262-80)

Моделирование выполнено в САПР SOLIDWORKS. Затем средствами SOLIDWORKS компьютерные модели были преобразованы в формат STL. Этот формат является наиболее часто применяемым в качестве исходного формата для большинства установок аддитивных технологий. При преобразовании поверхность исходной модели аппроксимируется с заданной точностью фасеточной поверхностью, образованной совокупностью плоских треугольных граней (фасет). Точность аппроксимации в данном случае составила 0.005 мм – линейная и 1 градус – угловая. На рис. 4 представлен скриншот интерфейса SOLIDWORKS с соответствующими моделями в STL-формате.

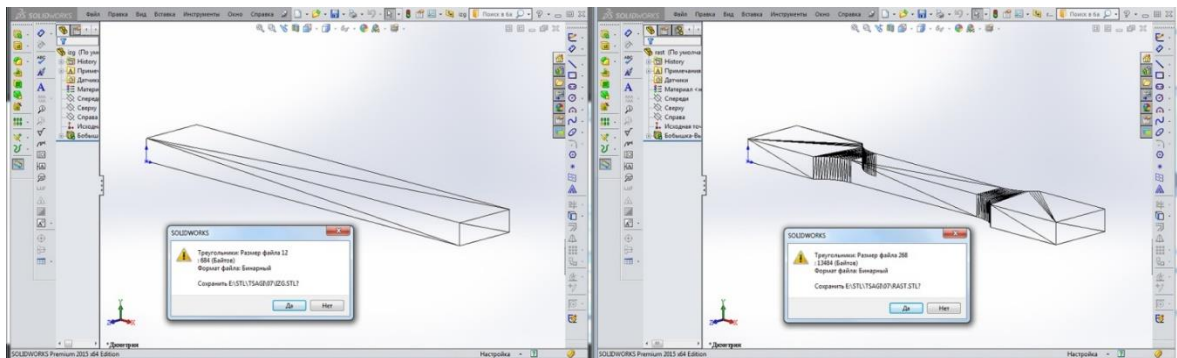


Рис. 4 – Интерфейс SOLIDWORKS с моделями в STL-формате

Для работы с файлами STL использовалось ПО Magics. Модели в формат STL средствами Magics размещались на рабочей платформе лазерного стереолитографа. Для изготовления были выбраны два варианта ориентации моделей. Для каждой ориентации были сформированы необходимые технологические подпорки. На рис. 5 приведены скриншоты интерфейса ПО Magics с двумя вариантами ориентации моделей на рабочей платформе.

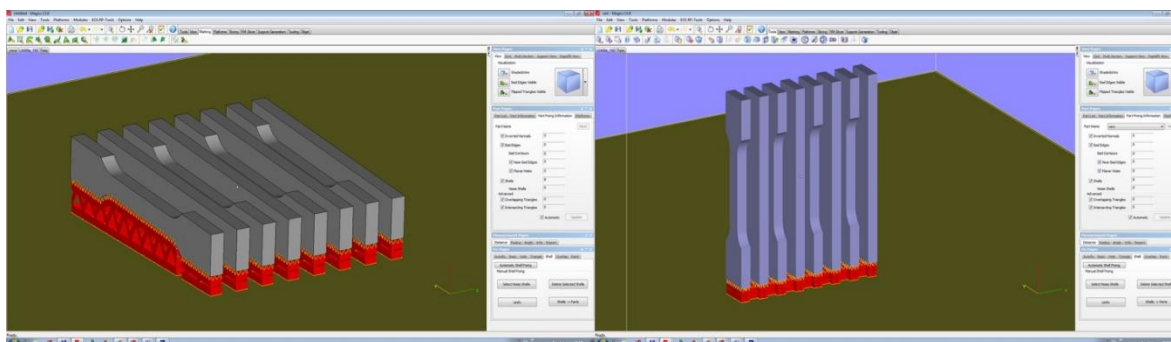


Рис. 5 – Интерфейс Magics с двумя вариантами ориентации моделей на рабочей платформе

Проведение испытания образцов на растяжение проводилось по ГОСТ 11262 «Пластмассы. Растяжение.». Проведение испытания образцов на изгиб проводилось по ГОСТ 4648 «Пластмассы. Изгиб.». Экспериментальные установки представлены на рис. 6.

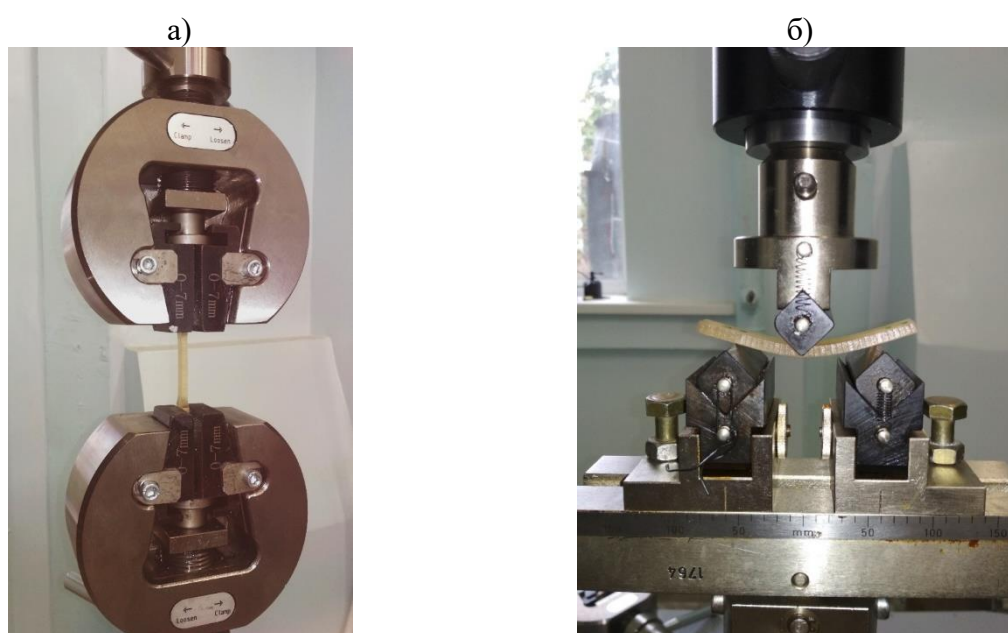


Рис. 6 – Экспериментальные установки ФГУП «ЦАГИ»:

а) испытания образцов на растяжение б) испытания на трёх точечный изгиб

Форма образца определена из соображения рабочего диапазона динамометра верхней зоны испытательной машины и приведена на рисунке 6. ИППИТ РАН были предоставлены образцы, изготовленные из двух различных материалов «ИППИТ-3» и «ИППИТ-4» выращенные двумя разными способами («вертикально» и «горизонтально»). Испытание образцов проводилось на экспериментальных установках в Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный аэрогидродинамический институт имени профессора Н.Е. Жуковского» (ФГУП «ЦАГИ»). Фото образцов приведено на рис. 7.



Рис.7 – Экспериментальные образцы

Результаты испытаний по растяжению представлены в таблице 4.

Таблица 4 - Результаты испытаний

Материал	Прочность при растяжении σ_{max} , МПа	Отн. удлинение при макс. нагрузке ε_m , %	Условный предел текучести σ_y , МПа	Нагрузка при разрыве P_R , Н	Прочность при разрыве σ_R , МПа	Отн. удлинение при разрыве ε_R , %	Модуль упругости E , МПа	
ИППИТ-3, вертикальные	11,47	0,427%		413	11,01	0,562%	477,8	Среднее
	8	0,118%		300	8	0,387%	413,3	Минимум
ИППИТ-3, горизонтальные	8,107	0,033%	11,15	256	6,818	0,432%	395,6	Среднее
	6,8	0,012%	11,15	222	5,92	0,29%	306,7	Минимум
ИППИТ-4, горизонтальные	12,47	0,07 %	8,512	281	7,505	1,236%	463	Среднее
	10,68	0,014%	6,43	199	5,315	1,217%	454,1	Минимум
ИППИТ-4, вертикальные	19,91	1,751%	19,27	634	17,8	2,195%	444,5	Среднее
	16,75	0,215%	19	538	14,94	0,58 %	333,3	Минимум

Выводы:

- детали, выращенные с вертикальным размещением в установке, обладают лучшими физическими свойствами;
- материал «ИПЛИТ-4» обладает лучшими физическими свойствами относительно «ИПЛИТ-3».

Выводы

Анализ современного состояния аддитивных технологий, основанных на процессе фотополимеризации, показывает, что они не только успешно развиваются, осваивая новые ценовые сегменты, но и разрабатываются новые перспективные материалы и оригинальные применения. Последняя международная выставка современных технологий продемонстрировала значительный рост предложения недорогих персональных 3D-принтеров на основе фотополимеризации. Разработка новых фотополимерных композиций, обеспечивающие высокие функциональные свойства изделий, изготовленных методом лазерной стереолитографии имеет большое значение для развития аддитивного производства.

Благодарности

Данная работа сделана при финансовой поддержке РФФИ (Грант МК № 19-29-13040). Работа по лазерной стереолитографии выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования (Государственное задание ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН).

Список литературы

1. Rapid prototyping & manufacturing: fundamentals of stereolithography / Ed. Jacobs P.F. Dearborn MI: Society of Manufacturing Engineers, 1992.

2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
3. Евсеев А.В., Камаев С.В., Коцюба Е.В. и др. Лазерные технологии быстрого прототипирования и прямой фабрикации трехмерных объектов // Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. М: Физматлит, 2009. С. 333–397.
4. Бегишев В.П., Гусева Л.Р. Теория и практика фотополимеризационных процессов, Екатеринбург: УрО РАН, 1998.
5. Камаев С.В., Марков М.А., Никитин А.Н., Новиков М.М. Лазерная стереолитография: состояние и перспективы //Аддитивные технологии. 2018. №4. С. 44–48.
6. Tsybina A.I., Tkachuka A.I., Grebenevaa T.A., Samatadzea A.I., Novikov M.M. A Study of the Performance Properties of Oligoetheracrylate Binder Cured by Coherent UV Radiation, ISSN 1995-4212, Polymer Science, Series D, 2017, Vol. 10, No. 1, pp. 13–18.
7. Берлин А.А., Королев Г.В., Кефели Т.Я., Сивергин Ю.М. Акриловые олигомеры и материалы на их основе. М.: Химия, 1983.
8. Патент РФ 2685211 от 10.10.2017.
9. Патент РФ №2148060 «Способ отверждения фотополимеризующейся композиции на основе акрилового олигомера путем инициирования полимеризации в установках радиационного отверждения покрытий» Евсеев А.В., Марков М.А., Панченко В.Я., Якунин В.П.

УДК 621.373.826, 004.356.4, 678

**Влияние керамического наполнителя на кинетику
фотоинициируемого отверждения композиций
для лазерной стереолитографии**

Хасков М.А., к.х.н.; Мазалов П.Б.; Светогоров К.И.

khaskov@mail.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Исследовано влияние керамического наполнителя в виде оксида алюминия на кинетику процессов фотоотверждения композиций для лазерной стереолитографии. Показано, что присутствие наполнителя уменьшает ингибирующее действие кислорода при радикальной полимеризации, а также замедляет процессы рекомбинации радикалов после их образования.

Ключевые слова:

лазерная стереолитография; УФ-инициируемая радикальная полимеризация; керамический наполнитель; кинетика реакций; фото-ДСК

Введение

Лазерная стереолитография, основанная на послойной фотополимеризации исходных композиций, позволяет получать сложнопрофильные изделия с существенной экономией ресурсов, повышенной скоростью и высокой детализацией [1]. Использование керамообразующих фототверждаемых композиций позволяет получать сложнопрофильные керамические изделия, устойчивые к высоким температурам и агрессивным средам, например, сложнопрофильные теплообменники с высоким коэффициентом теплообмена, компоненты микроэлектромеханических устройств в различных датчиках и другое.

При использовании в качестве керамообразующих фототверждаемых композиций суспензий дисперсного керамического наполнителя в УФ-отверждаемых мономер-/олигомерных композициях, одними из важнейших характеристик являются седиментационная устойчивость суспензий, кинетика полимеризации органической составляющей, химическая усадка при полимеризации и т.д. Например, изменение кинетики реакции УФ-инициируемого отверждения (полимеризации) может приводить к изменениям таких технологических параметров послойного синтеза как разрешение печати, интенсивность засветки и других.

В этой связи целью работы являлось изучение изменения кинетики УФ-инициируемой радикальной полимеризации акрилатсодержащих композиций при добавлении дисперсного оксида алюминия.

Материалы и методы

В качестве исходной фотополимеризующейся композиции использовали трёхфункциональный акрилат и УФ-чувствительный инициатор радикальной полимеризации, как в исходном виде, так и керамонаполненный.

Исследования кинетики УФ-инициируемой полимеризации проводили на приборе DSC 204 F1 Phoenix (Netzsch, Германия) с приставкой фото-ДСК

OmniCure-2000 (ртутная лампа, фильтр 400–500 нм) при изотермической температуре равной 50 °С. В качестве продувочного газа использовали азот, гелий и синтетический воздух (250 мл/мин). Приставка фото-ДСК предварительно калибровалась с использованием радиометра OmniCure Radiometer R2000 (Канада).

Результаты

В процессе УФ-инициируемой послойной полимеризации выбранной композиции происходит возбуждение УФ-чувствительных молекул фотоинициатора, которые, разлагаясь, образуют свободные радикалы, являющиеся в свою очередь инициаторами радикальной полимеризации мономеров, содержащих винилакрилатные группы. Известно, что молекулы кислорода ингибируют радикальную полимеризацию, образуя менее реакционноспособный радикал кислорода.

На рис. 1 представлены ДСК кривые ненаполненной фотоотверждаемой композиции в атмосфере азота и атмосфере воздуха при воздействии импульсов УФ-излучения длительностью 10 секунд и интенсивностью 0.55 Вт/см².

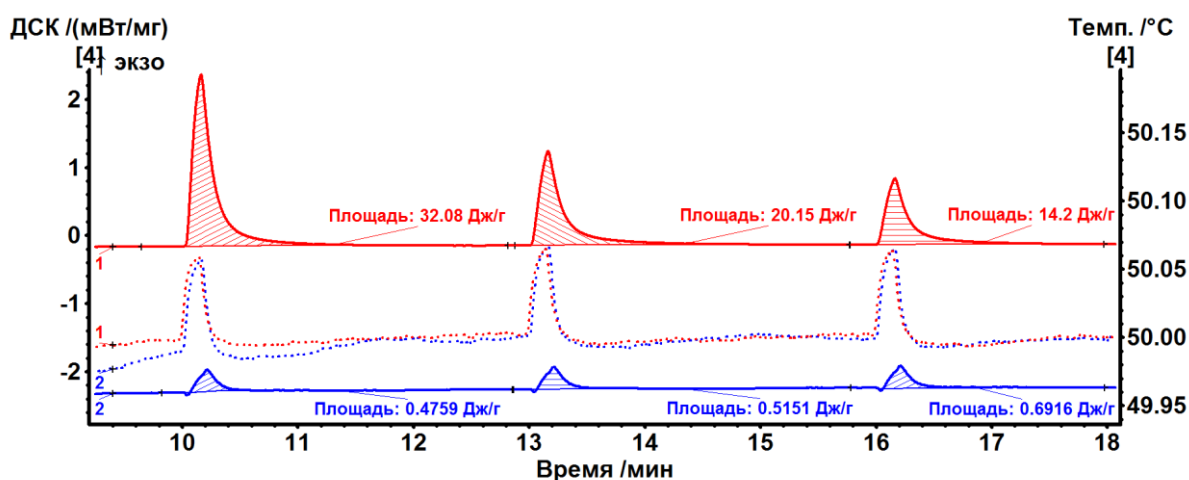


Рис.1 – ДСК-кривые ненаполненной композиции в атмосфере азота (1) и атмосфере воздуха (2) при воздействии импульсов УФ-излучения

Результаты ДСК по УФ-инициируемой радикальной полимеризации ненаполненной и керамонаполненной фотополимеризующихся композиций в азоте и на воздухе представлены в таблице 1.

Таблица 1 - Влияние кислорода на фотоинициируемую радикальную полимеризацию

Композиция	Атмосфера	ΔH , Дж/г		
		Номер импульса		
		1 ¹	2 ¹	3 ¹
Ненаполненная	Азот	32,1	20,2	14,2
	Воздух	0,5	0,5	0,7
Наполненная	Азот	2,9	2,8	2,7
	Воздух	0,2	0,2	0,3

¹Длительность воздействия 10 секунд, интенсивность облучения 0,55 Вт/см².

Как видно в отсутствие наполнителя тепловой эффект реакции за счёт ингибирования кислорода понижается в 60–20 раз, тогда как в присутствии наполнителя теплота полимеризации понижается только в 9–14 раз. Таким образом, присутствие керамического наполнителя уменьшает ингибирующее действие кислорода при радикальной полимеризации. Наблюдаемый эффект может быть связан с уменьшением диффузии молекул кислорода внутрь образца, например, вследствие барьерных свойств керамического наполнителя.

Как видно из таблицы 2 тепловой эффект полимеризации ненаполненной композиции уменьшается более чем в два раза на третьем импульсе, тогда как в случае керамонаполненной композиции уменьшение составляет только порядка 7 %.

Как известно в процессе радикальной фотополимеризации можно выделить три стадии: стадию инициирования полимеризации, включающую в себя поглощение УФ-излучения молекулами инициатора и их разложение с образованием радикалов, стадию роста цепи и стадию обрыва цепи. Стадии роста и обрыва цепи вследствие образования новых химических связей

сопровождаются тепловым эффектом. При условии, что одинаковый импульс УФ-излучения приводит к образованию одинакового числа радикалов как в ненаполненных, так и в керамонаполненных композициях, при одинаковых скоростях реакций роста и обрыва цепи тепловой эффект должен уменьшаться пропорционально с увеличением числа импульсов. Наблюдаемое различие в пропорциональности, возможно, указывает на изменение скоростей химических реакций, наблюдаемых в системе. При одинаковом числе образованных радикалов и в отсутствие стадий разветвлений цепи, которые практически не наблюдаются при выбранных условиях, должно быть одинаковое число актов обрыва цепи. Таким образом, как можно предположить, присутствие наполнителя продлевает процесс роста цепи, что может быть обусловлено замедлением реакции рекомбинации радикалов, при этом более продолжительный этап роста цепи при одинаковом импульсе УФ-излучения приводит к увеличению степени превращения функциональных групп (рис. 2).

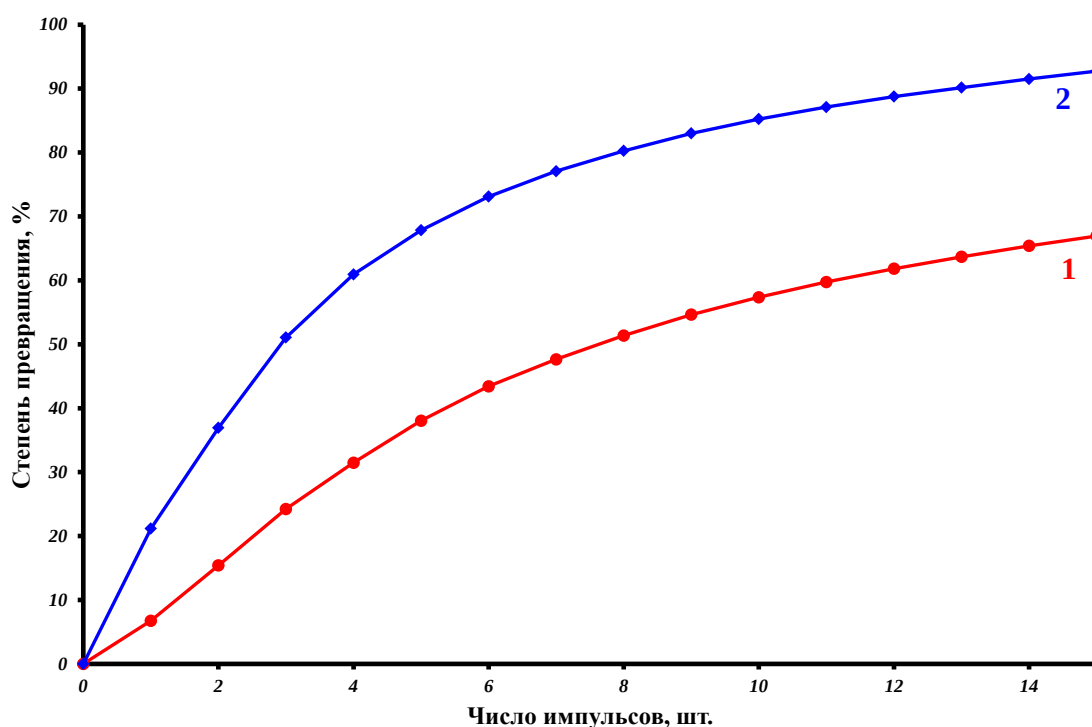


Рис. 2 – Изменение степени превращения от числа импульсов для ненаполненной (1) и керамонаполненной (2) композиций. Длительность импульса – 0.3 секунды, интенсивность облучения – 0.5 Вт/см²

В качестве полимеризующегося мономера был выбран трехфункциональный винилакрилат, который согласно статистической теории Флори образует гель, т. е. трёхмерную сетку, при степени превращения равной 50 % [2]. Таким образом, для формообразования исследуемых композиций при отсутствии процессов витрификации [3] необходимо 3 и 8 импульсов для керамонаполненной и ненаполненной композиций, соответственно.

Причиной наблюдаемого замедления процесса рекомбинации радикалов может быть так называемый гель-эффект (эффект Троммсдорфа-Норриша [2]), обусловленный повышенной вязкостью керамонаполненной композиции.

Стоит отметить, что наличие керамического наполнителя может также существенно понижать квантовый выход фотохимической реакции образования радикалов вследствие «нецелевого» поглощения УФ-излучения наполнителем, поэтому удельное число образованных радикалов в ненаполненной и керамонаполненной композициях может различаться.

В этой связи были исследованы профили ДСК-кривых, которые в предположении справедливости пропорциональности теплового потока и скорости изменения степени превращения используем при термическом анализе полимерных систем [3], позволяют оценить профили протекания реакции полимеризации.

Для получения более точных профилей ДСК-кривых в качестве продувочного газа был выбран гелий, поскольку в случае его использования профили изменения температуры за счёт взаимодействия УФ-излучения с ячейкой ДСК лучше коррелируют с тепловыделением за счёт реакции полимеризации (рис.3).

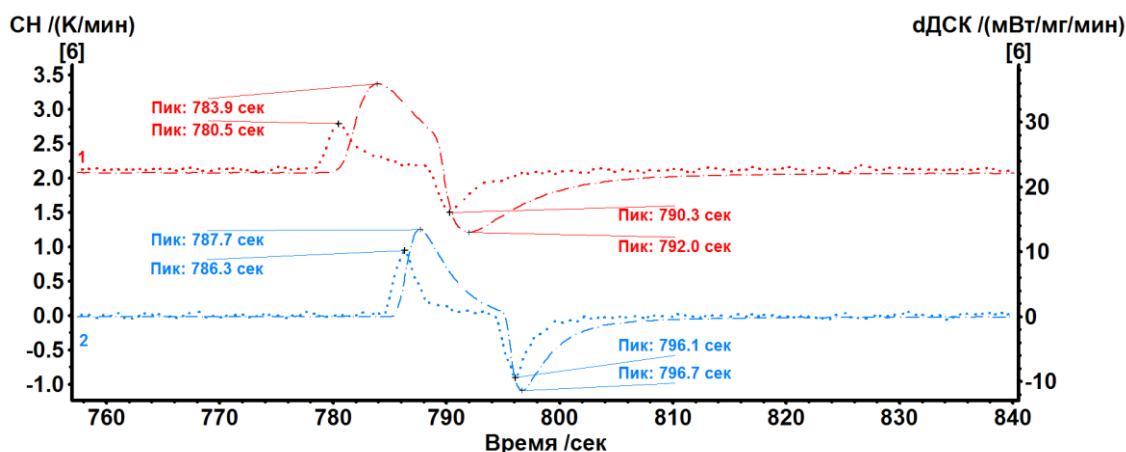


Рис. 3 – Производные температуры (пунктирная кривая) и ДСК-сигнала (сплошная кривая) отклика УФ-импульса при отверждении ненаполненной композиции в атмосфере азота (1) и гелия (2). Длительность импульса 10 секунд, интенсивность 0.55 Вт/см^2

Как видно из рисунка 3 использование гелия приводит к меньшему запаздыванию характеристических времен профиля производных температуры и ДСК-сигнала, что обусловлено, в том числе, высокой теплопроводностью гелия.

Как известно, процессы постполимеризации [4], когда закончилась стадия инициирования полимеризации, достаточно хорошо описываются уравнением:

$$\frac{[M]_t}{v_t} - \frac{[M]_0}{v_0} = \left(2 \cdot \frac{k_t}{k_p}\right) \cdot t \quad (1)$$

где $[M]_t$ и $[M]_0$ — концентрация мономера в момент времени t и в начале реакции, v_t и v_0 — скорость полимеризации при времени t и в начале реакции, k_t — константа скорости обрыва цепи, k_p — константа скорости роста цепи.

На рисунке 4 представлены зависимости $[M]_t/v_t$ от времени реакции для двух импульсов длительностью 0.3 секунды и интенсивностью 0.5 Вт/см^2 .

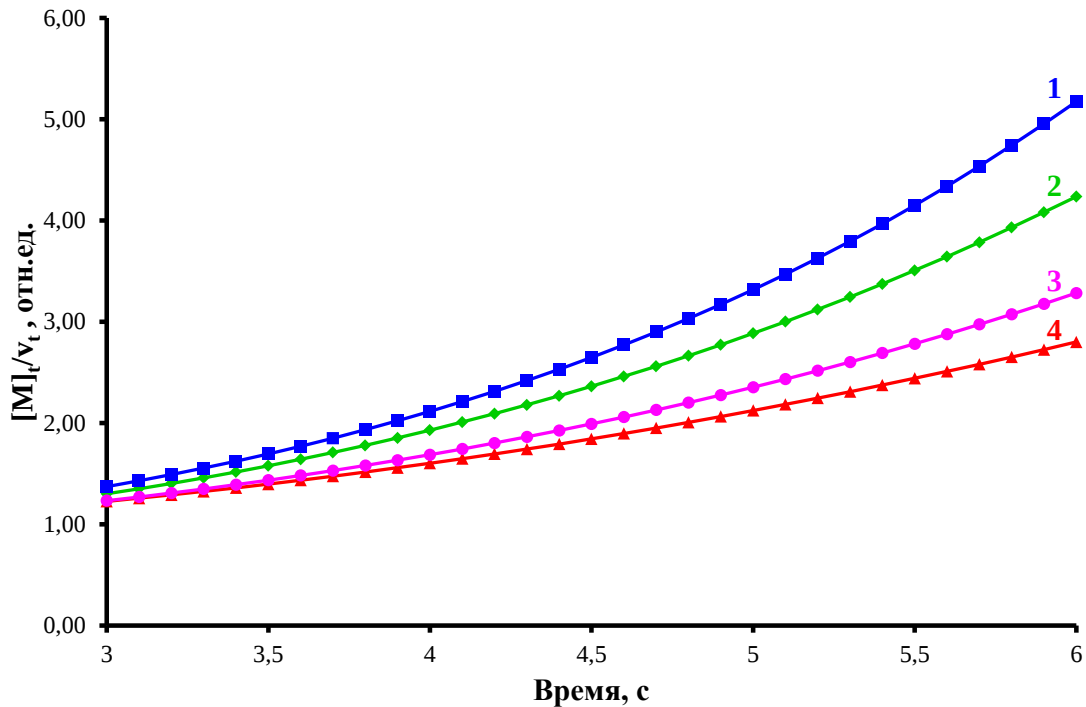


Рис. 4 – Зависимости $[M]_0/v_t$ от времени для первого (кривые 1, 3) и второго импульсов (кривые 2, 4) ненаполненной (кривые 1, 2) и керамонаполненной (кривые 3, 4) композиций. Длительность импульса 10 секунд, интенсивность 0.55 Вт/см^2

Как видно из рисунка 4, тангенсы кривых, равные отношению констант скоростей реакций обрыва цепи и роста цепи, меньше для керамонаполненной композиции, что при одинаковых константах скоростей роста цепи указывает на меньшую константу скорости обрыва цепи для керамонаполненной фотоотверждаемой композиции.

Аналогичный вывод можно сделать и из анализа профилей кривых фото-ДСК. На рис. 5 представлен типичный профиль фото-ДСК-кривой с указанием основных характеристических точек.

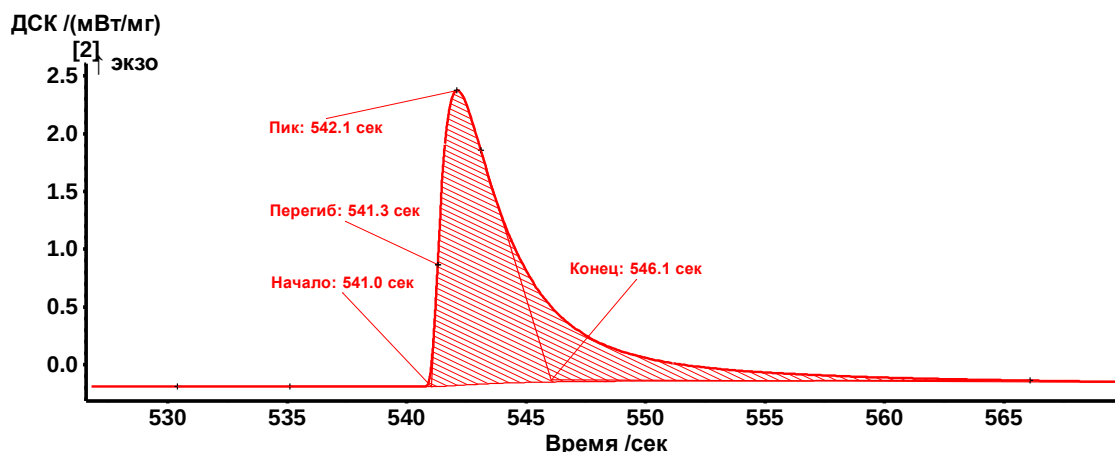


Рис. 5 – Кривая фото-ДСК при воздействии на образец импульсом УФ-излучения, длительностью 0.3 секунды и интенсивностью 0.5 Вт/см^2

Точка «Начало» характеризует начало тепловыделения за счёт начала полимеризации, обусловленной взаимодействием молекул инициатора с УФ-излучением и их разложением с образованием радикалов. Точка «Перегиб» указывает на завершение воздействия УФ-излучения, при этом дальнейшее повышение температуры обусловлено преимущественно реакцией роста цепи. Максимальная скорость тепловыделения, обусловленная как реакциями роста цепи, так и реакциями обрыва цепи, достигается в точке «Пик». Экстраполированное окончание тепловыделения обозначено на рис. 5 точкой «Конец». Результаты ДСК взаимодействия исследуемых композиций с первыми пятью импульсами УФ-излучения длительностью 0.3 секунды и интенсивностью 0.5 Вт/см^2 представлены в таблице 2.

Таблица 2 - Характеристические времена на кривых фото-ДСК при воздействии УФ-излучения с фотополимерными композициями

Композиция	t_x^1 , сек	Номер импульса				
		1	2	3	4	5
Ненаполненная	Начало	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
	Перегиб	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3
	Пик	1,2	1,1	1,1	1,1	1,1
	Конец	4,9	5,2	5,1	5,1	4,9
Керамонаполненная	Начало	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
	Перегиб	0,3	0,3	0,4	0,3	0,4
	Пик	1,2	1,3	1,4	1,3	1,3
	Конец	5,9	6,7	7,1	7,2	7,0

¹Характеристическое время, приведённое к началу импульса.

Как видно из таблицы 2, значения времени в точке «Перегиб» равны для всех импульсов 0.3-0.4 секунды и не зависят от наполнения фотополимерной композиции, что, возможно, указывает на отсутствие влияния наполнителя на процесс инициирования радикальной полимеризации. После воздействия УФ-импульса керамонаполненные фотополимерные композиции достигают максимальной температуры при временах на 10-20% больших, чем для ненаполненных композиций. Экстраполированное окончание тепловыделения для керамонаполненных композиций наступает при временах на 20–40 % более длительных, чем для ненаполненных композиций. Другими словами, для керамонаполненных композиций тепловыделение длится дольше, как после инициирования полимеризации, так и после достижения максимальной скорости реакции. Таким образом, полученные результаты указывают на то, что керамический наполнитель продлевает процессы полимеризации, что, возможно, связано с замедлением процессов рекомбинации радикалов.

Выводы

В работе изучено влияние керамического наполнителя в виде оксида алюминия на кинетику процессов фотоотверждения композиций для лазерной стереолитографии. Показано, что керамический наполнитель уменьшает действие молекул кислорода как ингибиторов радикальной полимеризации, что может быть связано с уменьшением диффузии кислорода внутрь образца. Показано, что наполнитель замедляет процессы рекомбинации радикалов после их образования и способствует более высокой степени превращения реакционных групп при одинаковом воздействии УФ-излучения. Наблюдаемые явления, как предположено, связаны с гель-эффектом, обусловленным повышенной вязкостью керамонаполненной фотоотверждаемой композиции вследствие наличия наполнителя. Таким образом, условия послойной полимеризации керамонаполненных фотополимерных составов необходимо корректировать по сравнению с ненаполненными композициями, т.к. изменение скорости отверждения может уменьшать разрешение печати и, как следствие, ухудшать детализацию конечного изделия.

Список литературы

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
2. Pascault J.P., Sautereau H., Verdu J. et al. Thermosetting polymers. N-Y.: Marcel Dekker AG. 2002. 477 p.
3. Хасков М.А. Использование методов термического анализа для построения диаграмм изотермических превращений термореактивных связующих // Высокомолекулярные соединения. Серия Б, 2017, т. 59, №1, С. 37–48.
4. Khudyakov I.V., Fox W.S., Purvis M.B. Photopolymerization of vinyl acrylate studied by PhotoDSC // Ind.Eng.Chem.Res. 2001. V.40. p. 3092–3097.

УДК 621.762+669.2

Округлые реакционные композиционные порошки Ti/Al для аддитивного производства

Непапушев А.А.; Бардасова К.В.; Московских Д.О.

anepapushev@gmail.com

bardasovakv@gmail.com

mos@misis.ru

НИЦ «Конструкционные керамические наноматериалы» НИТУ «МИСиС»

Аннотация:

В данной работе исследовалась возможность получения методом механической обработки в высокоэнергетической шаровой мельнице «Активатор 2S» композиционных порошков в системе Ti+Al округлой формы, обладающих текучестью для применения в аддитивном производстве. Для данной системы подобран оптимальный режим, который позволил сформировать слоистую реакционную композиционную частицу путем обработки порошковой смеси при 200 об/мин в течение 60–120 минут. В результате были получены округлые частицы размером 100–150 мкм, которые затем были спечены на установке селективного лазерного плавления SLM Solutions 280 HL.

Ключевые слова:

аддитивное производство, композиционные материалы, алюминид титана, селективное лазерное плавление

Введение

Современная техника и промышленность ставит перед материаловедением основную задачу – конструирование и создание материалов нового поколения с комплексом свойств, отвечающих все возрастающим требованиям по физико-химическим и механическим, эксплуатационным и экологическим характеристикам. К таким материалам относятся композиционные материалы. Параллельно с этим развиваются методы получения изделий, имеющих сложную или нестандартную геометрию, путём использования различных аддитивных технологий. Применение композиционных материалов при 3D-печати позволит получать изделия с повышенными свойствами за более короткий срок и с меньшими расходами на изготовление.

В настоящее время чистые металлы практически не используются в аддитивном производстве в связи с их низкими механическими свойствами и слабой антиокислительной и антикоррозионной способностью. Использование предварительно легированных порошков на основе Ti, Ni и Fe, позволило значительно повысить конечные свойства получаемых изделий. Перспективным направлением развития аддитивного производства является разработка реакционных композитных порошков – прекурсоров [1–4]. Идея данного подхода состоит в том, чтобы использовать в качестве исходного материала смесь сравнительно легкоплавких компонентов, которые вступают в реакцию в процессе селективного спекания или плавления, образуя более тугоплавкое соединение. Если реакция экзотермическая, то химическое тепловыделение добавляется к количеству тепла, полученному от лазерного нагрева. Это позволяет расширить возможности селективного лазерного плавления и получать более тугоплавкие и жаростойкие материалы и изделия.

Сложность состоит в том, что получить необходимую округлую форму для композитной частицы весьма непросто, вследствие различных

механических свойств реагентов и невозможности использования методов распыления расплавов и диспергирования. Для решения данной задачи перспективно использование методов механической обработки, например, в высоконагруженных шаровых мельницах, для чего требуется найти оптимальные режимы, которые позволят получать порошки округлой формы.

В данной работе композиционные порошки в системе Ti+Al различной морфологии, прежде всего порошки с частицами округлой формы и обладающие текучестью, пригодные для использования в 3D-печати, были получены путём обработки в шаровой планетарной мельнице. Затем эти порошки были спечены методом селективного лазерного плавления (СЛП) в виде тонких пластин.

Система Ti-Al интересна тем, что экзотермическая реакция в ней может быть инициирована при сравнительно низкой температуре 650–700 °C (близкой к температуре плавления алюминия 660 °C) [5], причем эта температура может быть дополнительно понижена с использованием механической активации [6–7]. После инициирования реакции, за счет реакционного тепловыделения температура в адиабатических условиях возрастает на 1380 градусов [8] и образуются продукты на основе алюминидов титана, которые находят применение в материалах для аэрокосмической техники.

Методы и материалы

В качестве исходных материалов использовались порошки титана (ПТМ), алюминия (АСД-1). Механическую обработку реакционных смесей проводили в центробежной планетарной мельнице «Активатор 2S» (Россия), отличительной особенностью которой является возможность изменения скорости вращения планетарного диска (0-900 об/мин) и скорости вращения барабанов (0-2800 об/мин) независимо друг от друга.

Соотношение между их скоростями характеризуется коэффициентом

$$K = \omega_2 / \omega_1 ,$$

где ω_2 – число оборотов баранов вокруг собственной оси, ω_1 – число оборотов планетарного диска.

Изменение параметра K позволяет реализовывать различные режимы движения шаров внутри барабана, за счет чего может быть изменена интенсивность воздействия на обрабатываемый материал [7].

Для активирования исходные вещества в заданных массовых соотношениях загружались в барабаны мельницы вместе с размольными телами. Обработка в планетарной мельнице проводилась при следующих условиях: рабочий объем барабана – 300 мл, отношение массы шаров к массе шихты составляло 20:1, скорость вращения водила составляла 200 об/мин. Размольными телами являлись стальные шары диаметром 2 и 6 мм. Обработка проводилась в среде аргона (4 атм).

Морфология и состав исследуемых образцов и исходных смесей исследовалась с помощью сканирующей электронной микроскопии на установке с рентгеновским микроанализатором JSM7600F «Superprobe», JEOL, Япония.

Насыпная плотность исследовалась путём заполнения мерной емкости известного объема порошком, который ссыпался в неё под действием силы тяжести через волюмометр Скотта. После заполнения ёмкости избыточное количество порошка удалялось и её взвешивали. Насыпная плотность определялась по формуле:

$$\gamma = (G_2 - G_1) / V,$$

где G_1 , G_2 – масса пустой емкости и с порошком соответственно, г; V – объём емкости, см³.

Текучесть исследовалась путём измерения времени, за которое 50 г порошка проходило через калиброванное отверстие диаметром 2,54 мм конусной воронки.

Пробные эксперименты по получению 3D-моделей выполнялись на установке SLM 280 HL компании SLM solutions. Рабочий объем камеры составляет 280×280×350 мм, она является герметичной, что позволяет осуществлять процесс в инертной атмосфере – аргоне или азоте.

На установке возможно варьировать толщину слоя построения (от 20 до 100 мкм), скорость сканирования (до 15 м/с) и мощность лазера. Особенностью станка является наличие 2 лазеров мощностью 400 Вт каждый, что позволяет охватывать широкий диапазон материалов для печати: алюминиевые и титановые сплавы, жаропрочные сплавы, нержавеющая и инструментальная сталь.

По методу формирования слоя установка SLM 280 HL относится к типу «Bed Deposition». При использовании данной технологии сперва на поверхность рабочей платформы или подложки наносится слой из сплавляемого материала, который с помощью специального ролика или ракеля разравнивается, формируя тем самым тонкий слой необходимой толщины. Использование подложки из схожего материала, что и наносимый порошок, позволяет избежать в дальнейшем проблем с адгезией изделия.

Экспериментальная часть

Система титан-алюминий с точки зрения механической обработки в мельнице представляет собой систему «пластичное-пластичное». Высокоэнергетическая обработка таких смесей при больших ускорениях планетарной мельницы приводит к тому, что исходные компоненты на начальном этапе под воздействием мелющих шаров многократно расплющиваются и свариваются друг с другом, образуя слоистые композиционные частицы большого размера [9–10].

При продолжении деформации частицы упрочняются и разламываются по механизму усталостного разрушения. Фрагменты, полученные по этому механизму, сокращаются в размерах в отсутствие сильных сил агломерации. На этой стадии тенденция к разрушению преобладает над холодной сваркой.

В связи с продолжающимся воздействием мелющих шаров, структура частиц изменяется, но их размер остается прежним, а форма становится плоской. Такой режим обработки, совмещающий давление и сдвиговую деформацию, является эффективным с точки зрения влияния на реакционную способность обрабатываемой смеси, так как позволяет инициировать процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в слабоэкзотермической системе $Ti+Al$, в которой при тех же условиях синтез был бы невозможен [6]. Однако форма частиц не подходит под требования, предъявляемые к порошкам для АП.

Основываясь на наших предыдущих исследованиях, посвященных изучению влияния режимов работы планетарной шаровой мельницы на структуру и свойства различных порошковых смесей [8, 11], было установлено, что высокие скорости обработки не позволяют получить частицы сферической формы. В связи с этим было принято решение снизить скорость вращения водила для перехода от ударного и истирающего воздействия к более «спокойному», при котором шары бы перекатывались относительно стенки и друг друга.

По микроструктуре исходных порошков титан представляет собой частицы неправильной формы размером 30–50 мкм, алюминий – сферический с размером 2–5 мкм.

Обработка смеси $Ti+Al$ при скорости вращения водила 200 об/мин и $K=1.0$ с различными по диаметру шарами приводит к значительному изменению морфологии получаемых порошков [12]. После 60 минут активирования в мельнице частицы приобретают округлую форму, при этом важную роль играет размер используемых шаров. При использовании 6 мм шаров получаемые порошки имеют размер порядка 300–400 мкм, уменьшение размера шаров приводит к уменьшению размера получаемых частиц до 100–150 мкм. При этом можно наблюдать 2 фракции порошков: одна крупная с более правильной округлой формой, другая – мелкая,

размером 30–50 мкм и неправильной формой. Более детальное рассмотрение внутренней структуры порошка показала, что он представляет собой композиционные частицы, в которых титан находится в матрице из алюминия. Увеличение времени обработки до 120 минут приводит к образованию более выраженной слоистой структуры и более сферической форме порошка (рис. 1). Таким образом можно резюмировать, что изменение режима работы мельницы, а именно изменение скорости вращения водила, позволяет в значительной степени влиять на морфологию получаемых порошков.

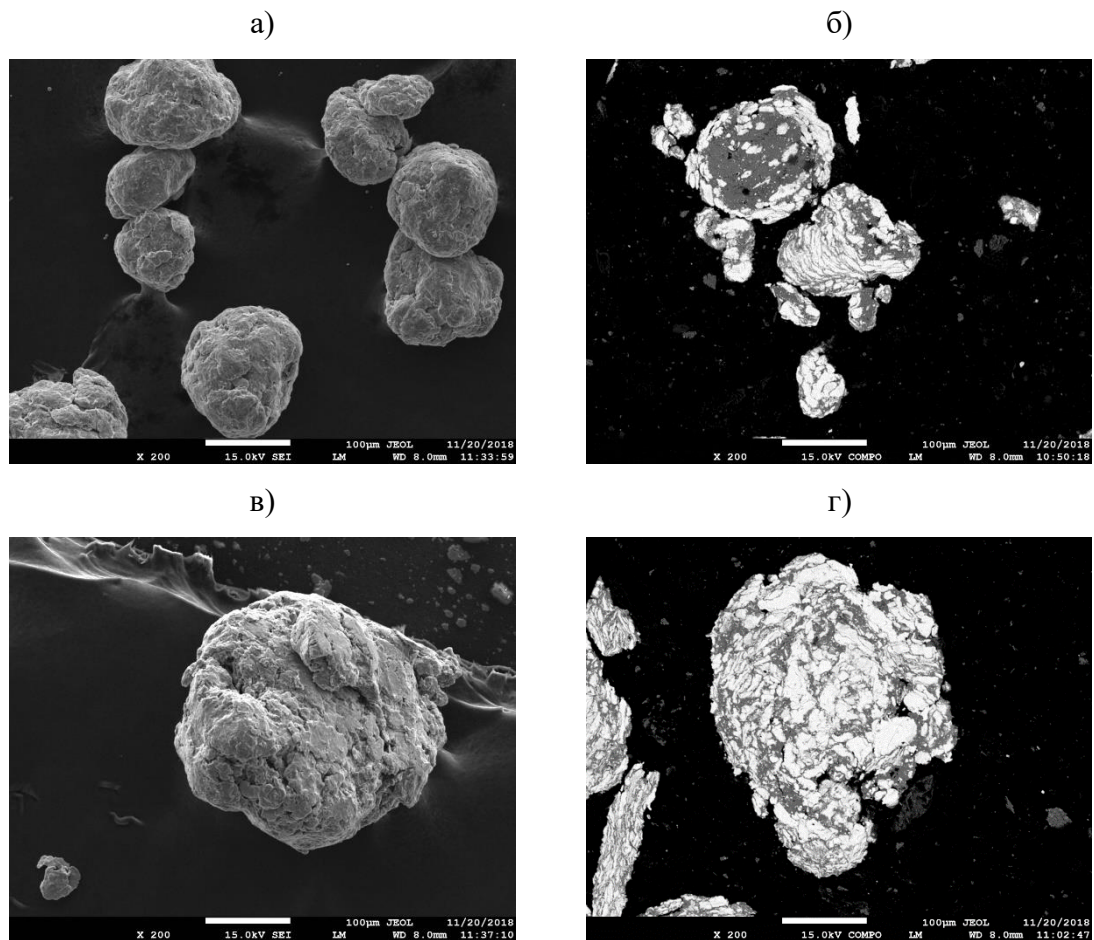


Рис. 1 – Морфология частиц после обработки при 200 об/мин, $K=1.0$ в течение 120 минут:
 а) 2 мм шары, в) 6 мм шары; б), г) – соответствующие поперечные сечения

В таблицах 1, 2 приведены значения измеренных параметров насыпной плотности и текучести. В аддитивном производстве эти технологические характеристики позволяют оценить необходимое количество порошка для загрузки в бункер и соответственно скорость истечения порошка из бункера. Насыпная плотность порошка, перемешанного в ступке, составила 1,1 г/см³.

Снижение размеров шаров, используемых при обработке, позволяет увеличить насыпную плотность композиционного порошка, что выглядит логичным, т.к. более мелкий порошок укладывается более плотно в заданный объем.

Таблица 1 - Насыпная плотность порошка Ti+Al после обработки. *Теоретическая плотность смеси Ti+Al равна 3,63 г/см³.

Время обработки	2 мм шары		6 мм шары	
	Насыпная плотность, г/см ³	Относительная плотность, %	Насыпная плотность, г/см ³	Относительная плотность, %
0 минут	1,1	30,3	1,1	30,3
60 мин	1,7	46,8	1,6	44,1
120 минут	1,7	46,8	1,6	44,1

Таблица 2 - Текучесть порошка Ti+Al после обработки

Время обработки	2 мм шары	6 мм шары
0 минут	Не течёт	
60 минут	56,7 с	87,5 с
120 минут	61,7 с	81,25 с

Текучесть порошка является важным критерием для организации процесса АП, поскольку она определяет, насколько ровным и равномерным будет каждый нанесённый слой.

В данной работе текучесть определяли прямым измерением времени истечения порошка через воронку с отверстием 2,5 мм. Результаты показали, что для 6 мм шаров увеличение времени обработки приводит к улучшению текучести, что может быть объяснено более сферической формой порошка, чем после 60 минут обработки. В случае использования 2 мм шаров текучесть снижается после 120 минут, что может быть связано с

уменьшением размера частиц и вследствие увеличения их удельной поверхности. Важно отметить, что исходная смесь титана и алюминия, смешанная в ступке, не течёт.

Следующим этапом работы было получение с помощью СЛП тонких пластин из произведенных по разработанной методике порошков. Для получения пластин Ti-Al также была подготовлена подложка из алюминия (рис. 3). Из полученных образцов были приготовлены шлифы, на которых исследовалась микроструктура и твердость.

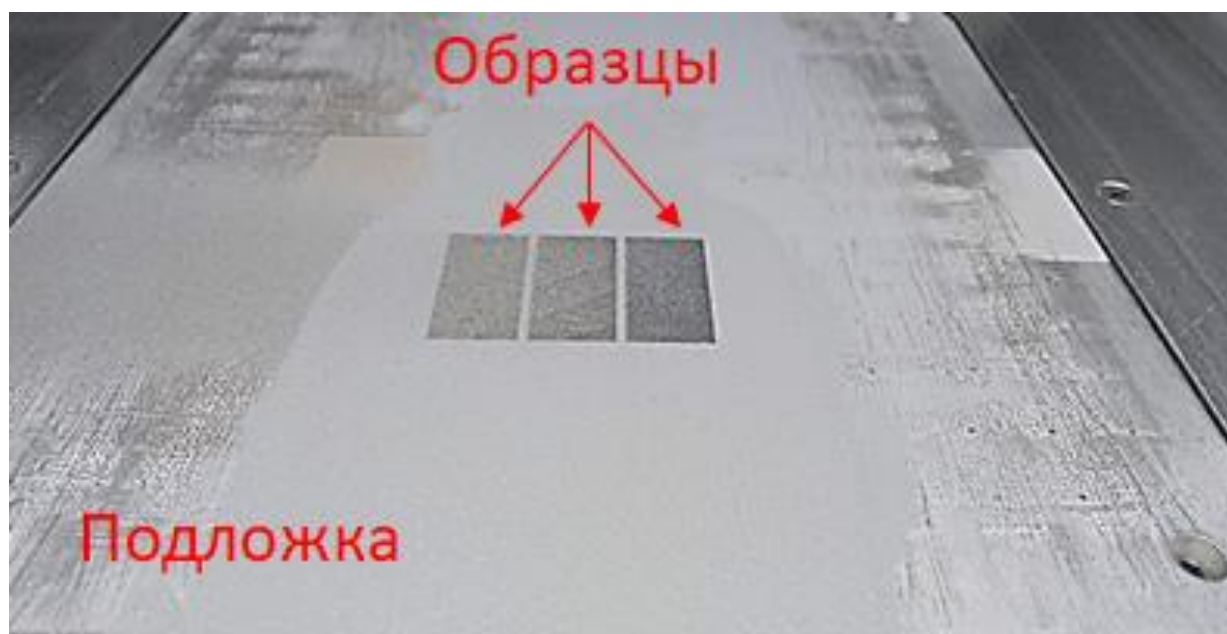


Рис. 3 – Расположение образцов на подложке при получении пластин

На основе анализа единичных треков была выбрана мощность лазера, равная 100 Вт. Скорость сканирования была выбрана следующая: 50, 75 и 100 мм/с. На рисунке 4 (а) представлен образец, полученный при скорости сканирования 50 мм/с с увеличением $\times 2000$.

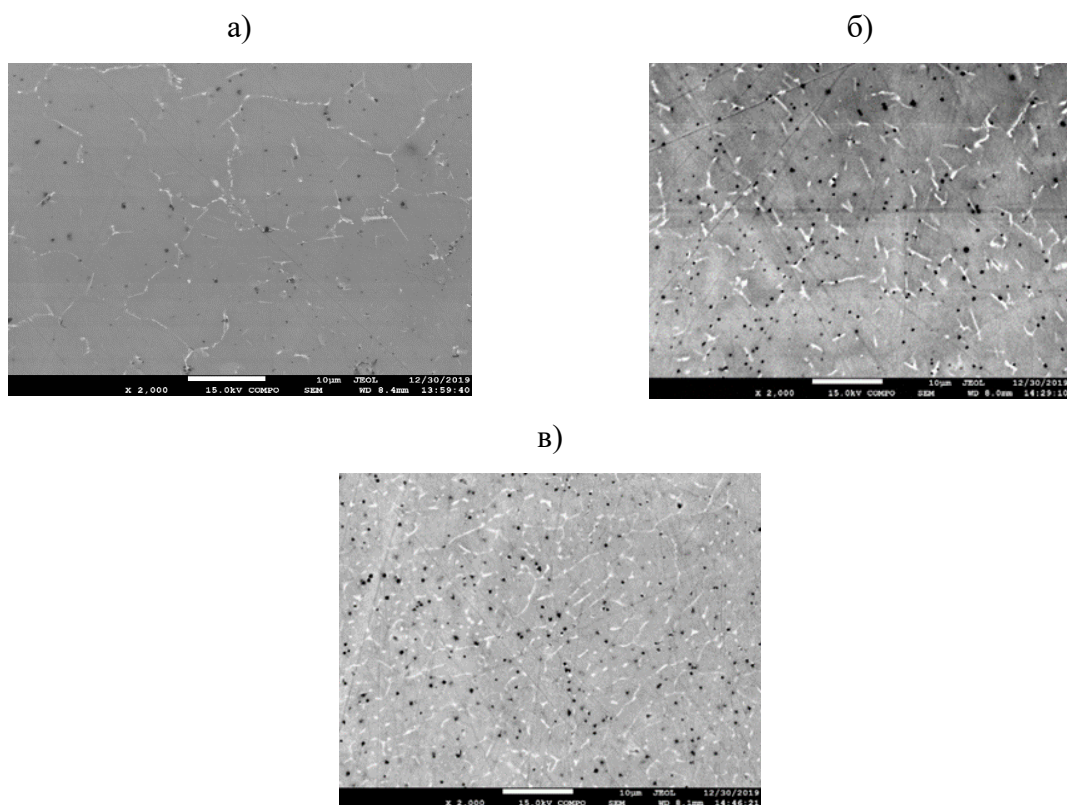


Рис. 4 – Образец Ti-Al, полученный с помощью СЛП при разных скоростях сканирования:
а – 50 мм/с; б – 75 мм/с; в – 100 мм/с

Более детальное изучение структуры показывает, что полученный образец является однофазным. Основная область по данным ЭДС состоит из фазы Al_2Ti , по краям зёрен которой располагаются выделения второй фазы Al-Ti. Изучение излома показывает, что в процессе селективного спекания за счет лазерного нагрева происходит формирование зерен Al_2Ti размером порядка 10 мкм (рис. 5).

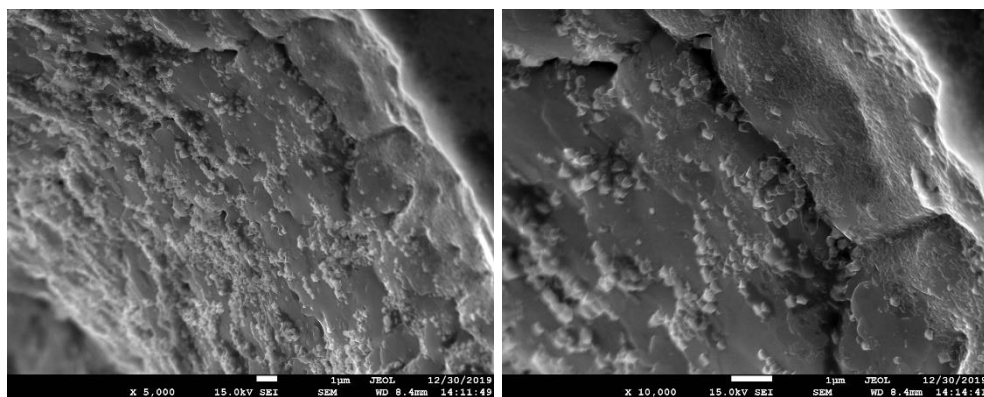


Рис. 5 – Изображение излома образца Ti-Al, полученного с помощью СЛП при скорости сканирования 50 мм/с

Образец, полученный при скорости сканирования 75 мм/с имеет схожую структуру с образцом, полученным при скорости 50 мм/с, однако имеет немного большую пористость (рисунок 4, б), что может быть обусловлено более высокой скоростью сканирования.

На изломе (рис. 6) хорошо видны следы плавления алюминия, благодаря чему ускоряется процесс реакции, приводящий к формированию продукта – твердого раствора.

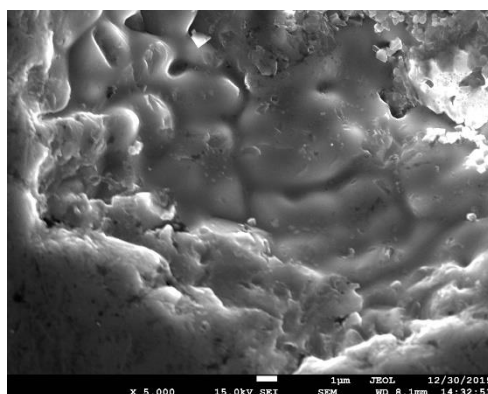


Рис. 6 – Изображение излома образца Ti-Al, полученного с помощью СЛП при скорости сканирования 75 мм/с

Увеличение скорости сканирования до 100 мм/с также приводит к формированию плотного образца, однако его пористость еще выше предыдущего, что показано на рисунке 4 (в). Таким образом можно сделать вывод, что более низкая скорость сканирования позволяет получить более плотные образцы.

Выводы

Экспериментально найдены режимы обработки смесей Ti+Al в планетарной мельнице, которые позволяют получить реакционные композиционные частицы Ti-Al округлой формы. Полученные порошки обладают сыпучестью, необходимой для технологии СЛП и СЛС.

Были проведены эксперименты по СЛП полученных порошков. В результате были получены тонкие пластины, которые имели низкую пористость. Таким образом показана перспективность использования таких порошков для 3D-печати.

Данная работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы» в рамках Соглашения о предоставлении субсидии № 14.587.21.0051 (Уникальный идентификатор проекта RFMEFI58718X0051).

Список литературы

1. Gao F., Wang H.M. Dry sliding wear property of a laser melting/deposited $\text{Ti}_2\text{Ni}/\text{TiNi}$ intermetallic alloy // Internet. 2008. Vol. 16. P. 202–208.
2. Dong L.X., Wang H.M. Microstructure and corrosion properties of laser-melted deposited $\text{Ti}_2\text{Ni}_3\text{Si}/\text{NiTi}$ intermetallic alloy // J. Alloys Compd. 2008. Vol. 465. P. 83–89.
3. Gu D., Hagedorn Y.C., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Selective Laser Melting of in-situ $\text{TiC}/\text{Ti}_5\text{Si}_3$ composites with novel reinforcement architecture and elevated performance // Surf. Coatings Technol. 2011. Vol. 205. P. 3285–3292.
4. Gu D., Meiners W. Microstructure characteristics and formation mechanisms of in situ WC cemented carbide based hardmetals prepared by Selective Laser Melting // Mater. Sci. Eng. A. 2010. Vol. 527. P. 7585-92.
5. Мержанов А.Г., Письменская Е.Б., Пономарев В.И., Рогачев А.С. Динамическая рентгенография фазовых превращений при синтезе интерметаллидов в режиме теплового взрыва // Докл. АН. 1998. Т. 363. №2. С. 203–207.
6. Шкодич Н.Ф., Кочетов Н.А., Рогачев А.С., Ковалев Д.Ю., Сачкова Н.В. О влиянии механической активации на СВС-составы Ni-Al и Ti-Al // Изв. вуз. Цв. Мет. 2006. №5. С. 44–50.
7. Шкодич Н.Ф., Кочетов Н.А., Рогачев А.С., Григорян А.Э., Шарафутдинов М.Р., Толочко Б.П. Формирование кристаллической

структуры интерметаллидов в механоактивированных системах Ni-Al, Ti-Al в процессе СВС // Изв. РАН. Сер. физич. 2007. Т.71. №.5. С. 574–576.

8. Итин В.И., Найбороденко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений // Изд. Томск. Унив. 1989. С. 214.

9. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling // Prog. Mater. Sci. 2001. Vol. 46. P. 1–184.

10. Medda E., Delogu F., Cao G. Combination of mechanochemical activation and self-propagating behaviour for the synthesis of Ti aluminides // Mater. Sci. Eng. A. 2003. Vol. 361. P. 23–28.

11. Rogachev A.S., Shkodich N.F., Vadchenko S.G., Baras F., Kovalev D.Y., Rouvimov S., Nepapushev A.A., Mukasyan A.S. Influence of high energy ball milling on structure and reactivity of the Ni + Al powder mixture // J. Alloys Compd. 2013. Vol. 577. P. 600–605.

12. Nepapushev A.A., Moskovskikh D.O., Buinevich V.S., Vadchenko S.G., Rogachev A.S. Production of Rounded Reactive Composite Ti/Al Powders for Selective Laser Melting by High-Energy Ball Milling // Metall. Mater. Trans. B. 2019. Vol. 50B. P. 1241–1247.

Системные требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб; Загл. с экрана.

Использованное программное обеспечение: Microsoft Office Word 2010

Статьи представлены в авторской редакции

За содержание статей, точность приведенных фактов и цитирование
несут ответственность авторы публикаций

Объем издания: 10 Мб.

Тираж 100 экз.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»
ГНЦ РФ)

Изд-во ФГУП «ВИАМ»

admin@viam.ru

Дата выдачи: 11 ноября 2020 г.