Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого

Институт Машиностроения, Материалов и Транспорта

Высшая школа физики и технологии материалов

на правах рукописи

Научный доклад

об основных результатах подготовленной научно-квалификационной работы (диссертации)

РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6 ПРИ ПРЯМОМ ЛАЗЕРНОМ ВЫРАЩИВАНИИ

по основной образовательной программе подготовки научно-педагогических кадров в аспирантуре

Направление подготовки 15.06.01 Машиностроение

Специальность 05.02.10 - Сварка, родственные процессы и технологии

Гущина Марина Олеговна

Научный руководитель

д-р тех. наук, профессор

_____Г.А. Туричин

«___»____2020 г.

Автор работы

аспирант

_____М.О. Гущина

Санкт-Петербург

2020 г.

ΡΕΦΕΡΑΤ

с.110, рис.74, табл.17, источ.70

АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, ПРЯМОЕ ЛАЗЕРНОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ, ЖАРОПРОЧНЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОРОШКИ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА, ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

Объектом исследования является технология прямого лазерного выращивания титановых сплавов.

Цель работы - разработка способов повышения эксплуатационных характеристик титанового сплава ВТ6 после прямого лазерного выращивания на основе принципов управления структурно фазовым состоянием.

В ходе реализации исследовательской работы изучена микроструктура и свойства исходного порошкового материала. Рассмотрены закономерности формирования микроструктуры и фазового состава образцов при изменении погонной энергии, влияние на количество метастабильной мартенситной фазы α'. Изучено влияние дополнительного сканирования, а также различных видов термообработки на морфологию и количество метастабильной мартенситной фазы α'.

В результате работы сформулированы требования к порошковому сплаву ВТ6 для технологии ПЛВ. Получены результаты структурных и фазовых исследований образцов из титанового сплава после прямого лазерного выращивания, полученных на режимах с различной погонной энергией, с различным типом сканирования лазерным лучом, а также после термической обработки. Получены расчетные термические циклы И сопоставлены с механическими свойствами изделий, получаемых технологией прямого лазерного выращивания. Разработаны режимы термической обработки титанового сплава ВТ6 после прямого лазерного выращивания

Содержание

Введение	. 5
1. Аналитический обзор научных и информационных источников по аддитивному производству титановых сплавов	8
1.1 Титановые сплавы	. 8
1.2 Аддитивные производство	9
1.2.1 Дефекты в выращенных изделиях	13
1.2.2 Остаточные напряжения	16
1.2.3 Микроструктура выращенных изделий	17
1.2.4 Свойства выращенных изделий	31
1.2.6 Анизотропия	34
1.2.7 Усталостные свойства	35
2. Оборудование и материалы	40
2.1. Порошковые материалы	40
2.2. Экспериментальная установка	41
2.2.1 Описание комплекса	42
2.3 Методика проведения экспериментов	45
2.4 Металлографические исследования и термообработка	47
2.5 Расчетное определение температурного поля при прямом лазерном выращивании	49
2.6 Пробоподготовка образцов	51
Основная часть	54
3.1 Исследование структуры и определение фазового состава исходного порошкового материала	54
3.1.1 Сравнение распределения по размерам частиц различных порошков.	
	54
3.1.2 Сравнение поверхностной морфологии порошков.	55
3.1.3 Сравнение структуры и свойств порошка на срезе	56
3.1.4 Исследование образцов, полученных методом ПЛВ из различных порошков	58
Выводы:	60
3.2 Исследование влияния технологических режимов на структуру и свойст образцов из титанового сплава ВТ6 при прямом лазерном выращивании	ъа 61
3.2.1 Расчёт производительности	62

3.2.2 Результаты механических испытаний 63
Выводы
3.3 Выбор режимов термообработки образцов из титанового сплава ВТ6, изготовленных методом прямого лазерного выращивания
3.3.1 Металлографические исследования микроструктуры образцов 65
3.3.2 Механические свойства и измерение твердости
3.3.3 Исследование влияния атмосферы в печи в процессе термообработки на свойства образцов из титанового сплава ВТ6
Выводы:
3.4. Исследование влияния термических циклов на структурно-фазовое состояние и свойства титанового сплава ВТ6 в процессе прямого лазерного выращивания
3.4.1 Формирование структуры в образцах, полученных с разной стратегией заполнения
3.4.2 Рентгенофазовый анализ образцов, полученных методом ПЛВ со сканированием и без сканирования
3.4.3 Механические испытания образцов изготовленных различными способами заполнения
3.4.4 Формирование структуры в образцах, полученных с разной паузой между нанесением валиков для случая стратегии заполнения
однонаправленными векторами94
Выводы101
Заключение 101
Список использованной литературы:

Введение

Современное состояние техники и повышающиеся требования к продукции выводят аддитивные технологии на первый план инновационного цифрового развития внутреннего рынка продуктов и услуг. Аддитивные технологии объединяют в себе класс методов, основанных на послойной 3D печати объектов. Одной из наиболее перспективных технологий 3D печати металлических изделий является прямое лазерное выращивание. В процессе прямого лазерного выращивание изделие формируется из металлического порошка, подаваемого в область воздействия лазерного излучения с помощью струи сжатого газа (как правило аргона). Под действием излучения частицы порошка плавятся, образуя ванну расплава, которая кристаллизуется в слое толщины. С помощью заданной антропоморфного робота рабочий инструмент, состоящий из подающего сопла и лазерной головы, перемещается по траектории, которая определяется поперечным сечением заданной 3D модели. Таким образом с помощью последовательного нанесения слоев, соответствующих поперечному сечению детали возможно послойное воспроизведение 3D модели с точностью, которую обеспечивает робот.

Такой подход в создании изделия имеет ряд преимуществ перед традиционными технологиями. Становится возможной топологическая оптимизация деталей и получение бионического дизайна. В процессе выращивания изделия не требуется дополнительных инструментов или оснастки, при переходе к изделию другой геометрии не требуется замены или долгой переналадки оборудования. Становится возможно получать крупногабаритные изделия со сложной геометрией за одну технологическую операцию. Сокращаются отходы дорогостоящего материала и возрастает производительность процесса.

Самым важным преимуществом рассматриваемой технологии является возможность получения изделий размером свыше 1000 мм, что является востребованным в таких областях промышленности как авиастроение и судостроение. Одним из наиболее распространенных материалов в этих областях являются титановые сплавы благодаря своим уникальным свойствам и высокой удельной прочности. Низкая обрабатываемость титановых сплавов, склонность к значительному росту зерна и высокая реакционная способность с газами атмосферы при температурах выше 400 градусов затрудняет получение сложнопрофильных изделий и существенно повышает стоимость готовой продукции. Метод прямого лазерного выращивания позволяет сократить расход материала, повысить производительность, а благодаря точному воспроизведению конечного изделия становится возможным сокращение последующей механической обработки.

Несмотря на широкий интерес в последние годы к методом АП всё ещё существует ряд проблем и задач решение которых являются актуальными на данном этапе развития. Как известно, титановые сплавы, в частности двухфазный сплав ВТ6, являются распространенными для изготовления изделий для корпусов и элементов ГТД. При обработке титановых сплавов высококонцентрированным излучением лазерным возникают высокие градиенты температур, при которых протекают неравновесные превращения и стабилизация метастабильных фаз, происходит заметно снижающих механические характеристики сплава. Неравновесное протекания реакций возрастает с повышением производительности процесса ПЛВ. Кроме того, в отличие от сварочных процессов наблюдается термоциклирование, в процессе чего происходит ряд фазовых и структурных превращений, которые могут как положительно, так и отрицательно сказываться на свойства конечного изделия. В связи с ЭТИМ важной задачей является рассмотрение закономерностей формирования структурно-фазового состояние титановых сплавов в условиях высоких скоростей нагрева и охлаждения в процессе ПЛВ, также поиск путей снижения содержания метастабильных фаз в a формируемом титановом изделии путем регулирования режимов и

Целью работы является разработка способов повышения эксплуатационных характеристик титанового сплава ВТ6 после прямого лазерного выращивания на основе принципов управления структурно фазовым состоянием.

Задачи выполняемые в ходе реализации работы:

- Исследование влияния на структурно-фазовое состояние исходных порошковых материалов;

 Исследование влияния варьирования параметров технологического режима прямого лазерного выращивания, в интервалах высокой производительности, на структурно-фазовое состояния титанового сплава ВТ6. Формулировка основных закономерностей образования метастабильной фазы в процессе высокопроизводительного прямого лазерного выращивания.

- Повышение механических свойств с помощью термической обработки. Разработка режимов термической обработки сплава ВТ6 в состоянии после прямого лазерного выращивания. Исследование влияния изменения температуры и времени выдержки на распад метастабильной α'-фазы.

 Управление структурой и свойствами титанового сплава ВТ6 в процессе прямого лазерного выращивания путем изменения термических циклов с помощью стратегии заполнения толстостенных изделий.
Исследование влияния различных стратегий заполнения на структурнофазовое состояние. Моделирование термических циклов и сопоставление их с реальной структурой.

1. Аналитический обзор научных и информационных источников по аддитивному производству титановых сплавов

1.1 Титановые сплавы

Свойства титана и его сплавов зависят аллотропных модификаций металла, до температуры 882 °C стабильна низкотемпературная гексагональная плотноупакованная (ГПУ) α-фаза(альфа), свыше этой температуры образуется высокотемпературная гранецентрированная кубическая (ОЦК) β-фаза.

Способность управлять свойствами зависит от влияния легирующих элементов на стабильность и физико-механическое поведение этих двух фаз как по отдельности, так и в различных микроструктурных комбинациях. Таким образом, однофазные альфа-сплавы широко применяются в областях, в которых не предъявляются требования по прочности, но необходима высокая коррозионная стойкость титана. С другой стороны, двухфазные $\alpha + \beta$ сплавы обладают высокой прочности, ударной сочетанием вязкости И удовлетворительными свойствами при высоких температурах, которые позволяют использовать их в аэрокосмической и других областях, требующих высоких свойств при температурах до 600°С. Особенности бета-сплавов позволяет разрабатывать составы и способы обработки, которые могут удовлетворить разнообразные требования по высокой прочности с адекватной ударной вязкостью и усталостной прочностью, требуемой в авиастроении.

Титановый сплав ВТ6 относится к двухфазным α+β сплавам мартенситного типа и в равновесном состоянии содержит до 9% β-фазы. В сплавах мартенситного типа содержится значительное число βстабилизаторов, но их содержание не превышает критического [1]. Сплавам этой группы присущи два основных структурных состояния:

- При медленном охлаждении из β и α+β областей формируется равновесная смесь α- и β фаз
- При высоких скоростях охлаждения из β или верхней части α+β формируются мартенситные структуры (в зависимости от содержания легирующих элементов и скорости охлаждения могут формироваться:

 $\alpha', \alpha'+\alpha фаза, \alpha'+\beta, и в других различных соотношениях и комбинация [1].$

Морфология, ориентация и распределение равновесной α -фазы, которая образуется из β , имеют большое значение. Определяющей характеристикой этого преобразования является отношение ориентации Бюргерса (BOR) между двумя фазами: $\{110\}\beta/(0001)\alpha$; $\langle 1\overline{1}1\rangle\beta//\langle 11\overline{2}0\rangle\alpha$; h111i b == h11 20ia. Это отношение ориентации приводит к 12 возможным кристаллографическим вариантам альфа в одном исходном зерне. Альфа-фаза формируется в виде пластин с широкими гранями, которые являются полукогерентными и содержат структурные выступы и дислокации.



Рисунок 1 – Кристаллическое строение и соотношение Бюргерса для α (ГПУ, слева) и β фаз (ОЦК, справа) [1]

1.2 Аддитивные производство.

Аддитивное производство (АП) выгодно отличается от, например, классических методов порошковой металлургии, тем, что изготовление уникальных изделий различной степени сложности формы с заданными свойствами возможно без существенных временных и материальных затрат на технологическую подготовку, включающую изготовление специализированной оснастки, спекание и механическую обработку. Методы АП диктуют серьезные требования к свойствам используемых материалов, но с учетом всех процессов, протекающих при воздействии выбранного источника на порошковые материалы можно добиться уникальных индивидуальных свойств материала.

На данном этапе развития разработано большое количество методов АП, которые имеют большое количество отличительных особенностей, но имеют общий признак – конечная форма изделия достигается путем «добавления» материала Bce В процессе изготовления. методы классифицируются по различным признакам: источнику энергии, виду материала, форме материала, способу подачи материала в область построения 3D объекта и пр. В качестве источника энергии для получения металлических изделий могут использоваться электрическая дуга, электронный луч, лазерный луч, плазма и т.д. Материал может быть в форме порошка, листов и проволоки. Каждый из методов перспективен в определенной отрасли промышленности и занимает своё место в том или ином секторе рынка. Например, селективное лазерное плавление(СЛП) применяется для получения изделий с габаритными размерами до 400 мм из сплавов на основе железа, кобальта, никеля и титана, также металлокерамических сплавов. СЛП реализуется послойным a нанесением порошка с последующим сканированием лазерным лучом, также, как и электронно-лучевое плавление (ЭЛП). ЭЛП обеспечивает наилучшую защиту металла в процессе получения изделий, но в то же время является одним из наиболее дорогостоящих методов. Использование электрической дуги в качестве источника и проволоки в качестве строительного материала перспективно для крупногабаритных изделий из сплавов на основе алюминия и меди, так как эти металлы обладают высокой отражательной способностью и лазерное излучение не обеспечивает достаточной эффективности. Для получения крупногабаритных изделий из сплавов на основе титана, железа, никеля и кобальта перспективно использование метода прямого лазерного выращивания (ПЛВ).

ПЛВ реализуется путем коаксиальной подачи металлического порошка фракцией 45-150 мкм в зону воздействия лазерного излучения. Под воздействием лазерного излучения на подложке или предыдущем слое формируется ванна расплава, расплавленные или частично оплавленные частицы порошка попадая в ванну расплава после кристаллизации формируют валик определенной высоты и ширины. Инструмент проходит траекторию, соответствующую поперечному сечению выбранного изделия.

Лазерная голова, оснащенная соплом для подачи порошка размещается на пятикоординатном роботе, подложка крепится на трехосевом вращательном столе. Такая реализация позволяет получать изделия с формой любой сложности. Выращивание происходит в герметичной защитной камере с контролируемой средой аргона. Таким образом габариты изделия ограничены только размерами используемого робота и могут достигать 3 метров (рис. 2).



Рисунок 2– Пример выращенного изделия, лопатки вентилятора, материал – нержавеющая сталь 316L

Методы аддитивного производства (АП) включают в себя сложные мультифизические, неравновесные процессы, на которые влияет группа параметров, таких как мощность, скорость сканирования, стратегия сканирования, высота слоя, расстояние между перекрытиями, диаметр и распределение энергии в луче и т.д.. Взаимодействие между лазерным лучом и порошками зависит от поглощающей способности, физических свойств, а также размеров и форм частиц. При этом для определения начальной точки используется объемная плотность энергии, которая приблизительная рассчитывается как:

$$\mathbf{E} = \frac{\alpha \mathbf{P}}{\mathbf{v}\mathbf{ht}} \quad (1)$$

Где Р – мощность(Дж/с), v – скорость сканирования (м/с), h – высота слоя (м), t – ширина слоя (м), и α - абсорбционная способность

В процессе прямого лазерного выращивания (ПЛВ) тепло из расплавленной ванны рассеивается за счет теплопроводности в сторону подложки и предыдущих слоев вниз, а также конвекции потоками защитного газа.

Высококонцентрированное излучение энергии и очень короткие времена взаимодействия в расплавленной ванне приводят к нагреву до высоких температур и высокой скорости охлаждения. Например, Qian et al. [2] сообщили о скорости охлаждения приблизительно 7 × 10⁴ К/с в ПЛВ ВТ6. Yu и др. [2] также сообщали о скорости охлаждения около 10⁶ К/мин.

Для оценки термического поведения в процессе аддитивного производства, группой авторов [3] разработана модель прямого лазерного выращивания для анализа истории изменения температур для ПЛВ сплава ВТ6. Модель учитывает взаимодействие между лазером и порошком, добавление массы, теплообмен и динамику жидкости в процессе образования расплавленной ванны. Фактические параметры осаждения и зависящие от температуры свойства материала были использованы в качестве входных данных в модели. Максимальная температура приблизительно 2600 К наблюдается в расплавленной ванне, в течение приблизительно 0,25 с она уменьшается до комнатной температуры при удалении лазерного луча. Средняя скорость охлаждения в расплавленной ванне составляет около 10^4 К/с, и даже в зоне термического влияния средняя скорость охлаждения в работе составляет 15 мм/с, даже при выращивании небольшого слоя в 1 см² температура падает до температуры, близкой к

комнатной, прежде чем лазер вернется в то же место для нанесения последующего слоя.

1.2.1 Дефекты в выращенных изделиях

В теории аддитивные технологии позволяют получить структуру свободную от пор, но неоптимальные параметры выращивания приводят к появлению пористости. Неконтролируемые поры в образцах ВТ6 ухудшают свойства материала. Виларо и др. [4] отмечают, что форма и ориентация пор сильно влияют на макроскопическую пластичность. Макроскопические эксперименты и анализ микроструктуры Бисваса и др. [5] и Ли и др. [6] показали, что поры могут стать центрами зародышеобразования для полос адиабатического сдвига и микротрещин.

В работе [6] направленной на исследование процесса ПЛВ с оптимизированными параметрами были получены плотные детали ВТ6. Рентгеновская томография этих плотных деталей выявила пористость только около 0,1% и поры диаметром около 1–3 мкм. Для того чтобы избавиться от пор, изготовленные аддитивными методами детали обычно подвергаются последующей обработке. Однако термическая обработка не может привести к закрытию пор. Было обнаружено, что только газово оказывает положительное влияние на снижение пористости. Например, доля объема пор после HIP уменьшилась с 0,08% до 0,01% [6, 7], а размер пор также резко сократился.

В выращиваемых образцах можно выделить поры двух типов: газовые поры и поры в виде несплавлений [6, 8]. Газовые поры обычно имеют сферическую или эллиптическую форму с диаметром около 1–100 мкм и случайным образом распределены в материале. Круглая форма этих пор указывает на то, что они образовались из-за захваченного газа, т.е. газ, попавший в расплавленную ванну, не вышел вовремя и, следовательно, застрял в затвердевшем шарике. Поэтому плотные металлические порошки предпочтительнее иррегулярных порошков в качестве сырья в АП-процессах, потому что полая структура в иррегулярных порошках легко вводит газовые поры. Обычно, снижение скорости сканирования и увеличение мощности лазера уменьшает образование газовых пор в некоторой степени, но вряд ли могут их полностью устранить.

В отличие от газовых пор, размер несплавления больше, а их форма похожа на неправильный клин или полосу с острыми концами. Эти дефекты обычно распределяются в пограничной зоне двух соседних слоев, оставляя тонкие межплоскостные трещины. Как описано в работах [9-12], несплавления в основном образуются из-за отклонения от оптимальных условий плавления, при недостаточной энергии лазера и чрезмерном количестве порошка, что приводит к отсутствия сплавления и слабой связи между слоями. Короткая ось несплалвений обычно выравнивается в направлении построения. При воздействии нагрузки, особенно при одноосной растягивающей нагрузке, параллельной направлению построения, острые кончики этих дефектов подвержены концентрированным локальным напряжениям, что приводит к преждевременному разрушению. По сравнению с газовыми порами, несплавления более пагубно влияют на эксплуатационные характеристики изделий, полученных АП, но считаются предотвращаемыми. Эффективным способом уменьшить несплавления является увеличение плотности входной энергии.

Еще одним ограничением процессов аддитивного производства является высокая шероховатость поверхности изделий [13].

Авторы [14] выделяют три причины формирования шероховатости: (1) эффект лестницы, связанный с увеличением числа слоев, (2) адгезия частично расплавленных порошков к внешней поверхности и (3) открытые поры и несплавления. На самом деле шероховатость поверхности зависит от технологических параметров процесса выращивания. Например, Resch и др. [15] показали, что шероховатость поверхности уменьшается с уменьшением скорости подачи порошка, но с увеличением скорости сканирования. Zhai и [16] измерили поверхностную шероховатость деталей ИЗ BT6. др. изготовленных ПЛВ, и обнаружили, что более высокая мощность лазера приводит к более высокой шероховатости поверхности. Противоположный экспериментальный результат был обнаружен в работе Махамуда и Акинлаби [17], которые экспериментально доказали, что увеличение мощности лазера снижает шероховатость титановых образцов, полученных ПЛВ. Кроме того, относительно небольшой вклад в шероховатость вносит размер частиц используемого порошка. Так на рисунке 3 показаны фотографии со сканирующего электронного микроскопа(СЭМ) поверхности выращенных образцов из порошков разных фракций.



Рисунок 3– Поверхность образцов а) (фракция 45-90мкм) б) (фракция 106-180 мкм) в) (фракция 45-90мкм) изображение с СЭМ г) (фракция 106-180 мкм) изображение с СЭМ.

Кроме того, правильный выбор значений расстояния между валиками может эффективно повлиять на снижение шероховатости. Авторы F. H. Kaplan, G. Groboth [18] обнаружили, что большее перекрытие уменьшает шероховатость поверхности, что согласуется с выводами Mazumder et al. [19]. Однако следует отметить, что оптимизация параметров выращивания может лишь снизить проблему шероховатости поверхности до предельной степени. Для промышленного применения почти все детали АП требуют некоторого типа последующей обработки для сглаживания поверхности, таких как механическая обработка для простых форм[20], и химическое травление и виброхонирование для сложных геометрических фигур [21].

1.2.2 Остаточные напряжения

В процессе аддитивного производства происходит значительное накопление остаточных напряжений из-за высоких градиентов температуры [22], которые обычно имеют порядок ~ 5 × 10⁴ К/см. Конечный уровень остаточных напряжений будет увеличиваться с ростом количества слоев, и пиковое значение всегда будет наблюдаться вблизи свободной поверхности последнего выращенного слоя. Профиль остаточных напряжений состоит из большого количества растягивающих напряжений в верхней области детали, значение которых зависит от предела текучести детали. С добавлением новых слоев на ранее нанесенные слои растягивающее напряжение преобразуется в сжимающие напряжения вследствие последующего термоциклирования [23]. Стратегия выращивания и длина трека также оказывают большое влияние на уровень остаточных напряжений. Исследователи отметили, что значение остаточных напряжений из-за большего теплового градиента выше вдоль направления сканирования, чем в перпендикулярном направлении, вследствие чего возникает неравномерное распределение напряжений в конечном изделии. Кроме того, остаточные напряжения также увеличиваются с увеличением длины сканирования. Хорошо известно, что остаточные напряжения приводят к образованию трещин и деформации в детали, приводя к отрыву изделий от подложки и трещинам в готовых деталях. Эти трещины и деформации всегда будут вызывать немедленные и фатальные последствия ухудшения геометрической точности и разрушения конструкций.

Поскольку остаточные напряжения возникают в результате температурных градиентов, способ их устранения состоит в том, чтобы уменьшить температурный градиент с помощью высокотемпературной термической обработки для снятия напряжений. Vastol и др. [22] систематически рассчитали остаточные напряжения, которые формируются в одном треке при выращивании образцов из ВТ6. Авторами было обнаружено,

что температура предварительного нагрева слоя оказывает наиболее значительное влияние на остаточное напряжение. Увеличение температуры предварительного нагрева на 50°C показывает снижение напряжения примерно на 20%.

1.2.3 Микроструктура выращенных изделий

К микроструктуре относятся фазовый состав, количество и размер зерен, формирующихся в металлических титановых изделиях. Микроструктура напрямую влияет на свойства конечных изделий и зависит от используемых производственных процессов.

ВТ6 представляет собой титановый сплав, который растворяет 6 мас.% Al и 4 мас.% V в чистом титане. Титан представляет собой аллотропный элемент, который существует в двух разных кристаллических модификациях: α-Ті с атомами Ті, расположенными в гексагональной матрице с плотной упаковкой (ГПУ), существует ниже температуры 950-1000°С перехода, тогда как объемно центрированный кубический (оцк) β-Ті существует выше температуры β превращения. Поскольку Аl является α-стабилизатором, а V стабилизирует β , BT6 имеет α + β -двухфазную структуру при комнатной температуре. Однако фазовое превращение в ВТ6 сильно зависят от температурной истории и скоростей охлаждения, вызванных процессом изготовления [24]. $\alpha + \beta$ фаза формируется только при медленных процессах затвердевания. При быстром охлаждении с температуры выше температуры βперехода, β-фаза будет переходить неравновесный переход в мартенситную фазу. Формирование α' мартенситной фазы энергетически выгодно в процессе быстрого охлаждения за счет снижения диффузионного превращения, тогда как $\alpha + \beta$ -преобразование является диффузионным процессом.

На рисунке показана фазовая диаграмма сплава ВТ6 [25]. В случае полного плавления и затвердевания ВТ6 претерпевает фазовое превращение α + $\beta \rightarrow \beta \rightarrow \omega$ жидкость $\beta \rightarrow \alpha + \beta/\alpha'$. Образование α' мартенсита требует определенной термической истории. Только достаточно высокие скорости

охлаждения наряду с температурами образования, меньшими, чем начальная температура мартенситного превращения (Ms), могут привести к образованию α'-мартенсита (рис 4).



Рисунок 4 - Фазовая диаграмма ВТ6. [25]. (б) Фазовое превращение как функция скорости охлаждения. [26].

Для ВТ6 сообщается о колебаниях температуры Ms в диапазоне от 575 ° C [25] до 800 ° C [26], такой широкий разброс связан с тем, что начальная микроструктура, однородность состава и примесные элементы влияют на температуру Ms. Эта ситуация также работает для температуры β превращения, легирующие и примесные элементы значительно сдвигают температуру полиморфного превращения. Как показано на рис. 5 α ' мартенсит образуется в определенном диапазоне скоростей охлаждения. Если скорость охлаждения превышает 410°C/c, будет происходить образование структуры, полностью состоящей из α '-мартенсита. Охлаждение со скоростями в интервале между 410°C/c и 20°C / с приведет к неполному превращению в α '-фазу, при охлаждении со скоростью менее 20°C/c β фаза не переходит в мартенситную α ' [25].

Рисунок 5 – Схема непрерывного охлаждения β-раствора в сплаве ВТ6, обработанного при 1050 ° С в течение 30 минут, охлаждение валика и критические скорости охлаждения в процессе аддитивного производства при начальной температуре камеры 650° С [26] (а) Термокинетическая диаграмма для ВТ6 [27] (б)

Скорость охлаждения в процессе ПЛВ определяется геометрией детали, параметрами процесса (например, скоростью и мощностью лазера), свойствами используемых материалов (теплопроводностью подложки и нанесенных слоев). Установлено, что рост β-зерен происходит в направлении роста детали. Это подтверждает множество проведенных исследований [28].

В исследовании [29] изучена микроструктура образцов из сплава ВТ6, полученных методом прямого лазерного выращивания. Серия образцов получена с использованием различных параметров процесса для исследования их влияния на структуру изделий. Микроструктура образцов представлена на рис 6.

Рисунок 6 - Микроструктура образцов из сплава ВТ6 после прямого лазерного выращивания, полученная в исследовании [29, с. 139]

В процессе прямого лазерного выращивания охлаждение ванны расплава происходит через подложку и через окружающую атмосферу. Потери тепла через подложку первоначально приводят к более быстрому охлаждению, чем через конвекцию и излучение. Это приводит к росту зерен по направлению, противоположному направлению охлаждения. Максимальная высота исходных зерен равна величине шага слоя Z, который составляет 0,3 мм. Этот факт объясняется тем, что верхняя часть зерен предыдущего слоя частично расплавляется, которые затем служат центрами кристаллизации и снова растут против направления охлаждения. Процесс продолжается до тех пор, пока механизм кристаллизации не изменится, то есть потеря тепла через подложку перестанет быть доминирующей. В результате, такая структура образцов может стать причиной анизотропии свойств изделия.

Особенности формирования микроструктуры и свойств в изделиях из титанового сплава ВТ6 изучены не только для технологии прямого лазерного выращивания, а также для некоторых родственных процессов, например, для технологии селективного лазерного плавления (Selective Laser Melting, SLM). В исследовании [30] проведена серия экспериментов для установления влияния параметров процесса на микроструктуру. В ходе работы варьировались скорость процесса, направление и стратегия наплавки (рис. 7).

Рисунок 7 Три разные стратегии наплавки, а именно идентичные наплавленные слои с использованием зигзагообразных (слева) или однонаправленных векторов сканирования (в центре) и метод перекрестной штриховки с использованием зигзагообразных векторов сканирования

(справа) [30]

Из-за высоких температурных градиентов процессе SLM В микроструктура BT6 является мартенситной [31,32]. Фаза α' имеет гексагональную плотноупакованную решетку. Это подтверждается измерениями дифракции рентгеновских лучей. Рентгенограммы указывают на наличие гексагональной фазы с параметрами решетки a = 0,293 нм и c = 0,467нм. Эти значения хорошо соответствуют значениям параметра решетки, приведенным в литературе для фазы α' , то есть a = 0,29313 нм и c = 0,46813 нм (рис. 8) [33.].

Рисунок 8 - Микроструктура изделия, полученного в исследовании [34] В процессе SLM нет зародышевого барьера для кристаллизации, и, следовательно, зерна будут расти эпитаксиально. В сплаве BT6 это приводит к появлению удлиненных зерен, наблюдаемых на боковых и передних видах всех образцов. Из-за частичного переплавления предыдущих слоев происходит «вытягивание» зерен до размеров в несколько сотен микрометров (рисунок 9). Направление вытянутых зерен зависит от условий локального теплообмена, который определяется стратегией наплавки, а также геометрией детали).

a)

Рисунок 9 - Однопроходная стенка 3D полученная методом ПЛВ из титанового сплава ВТ6 (а) Многопроходная стенка 3D полученная методом ПЛВ из титанового сплава ВТ6, однонаправленный вектор сканирования (б) фотографии образцов с указанным направлениям роста зерен (в,д) [34]

Как уже было отмечено, в процессе получения изделий технологией прямого лазерного выращивания изделия подвергают последовательному нагреву и охлаждению со скоростями, которые могут достигать высоких значений. Охлаждаясь из жидкого состояния, ВТ6 сначала проходит β -фазу ОЦК, затем, достигая температуры ниже 1000 °C, переходит в обширное поле (α + β) фаз. Медленное охлаждение приводит к формированию пластинчатой структуры, промежуточные скорости охлаждения определяют структуру корзинчатого плетения, а быстрое охлаждение приводит к снижению скорости диффузии в результате чего происходит трансформация β -фазы в мартенсит α' [32, 35,36]

В соответствии с термическим историей процессов аддитивного производства ожидается, что α'-мартенсит будет превалировать в микроструктуре изделий из ВТ6, изготовленных методом ПЛВ. На оптических микрофотографиях α- и α'-фазы светлые, а β-фаза темная (рис.10). В микроструктуре образца, полученного ПЛВ определенно преобладает α'-мартенсит в форме иголок с типичной шириной около 0,2–1 мкм (рис. 2). [37].

Рисунок 10 - Микроструктура образца, полученного технологией ПЛВ из титанового сплава ВТ6 [37]

Фактически, объемная доля а' в конечной микроструктуре может быть количественно рассчитана как функция температуры и скорости охлаждения. По сравнению с размером зерна фаза играет более доминирующую роль в определении окончательных свойств материала. Если эта фаза может быть точно предсказана, свойства материала также могут быть предсказаны, что экономит огромное количество экспериментальных исследований. Группа авторов разработала модель фазового моделирования, чтобы предсказать фазовое превращение в ВТ6, изготовленном методом ПЛВ [38]. Представлены детали модели и микроструктура, а также соответствующая микротвердость (рис. 11).

Рисунок 11 - Временные и пространственные температурные поля в ванне расплава, полученные в одиннадцати различных точках вдоль пунктирной линии на микрофотографии образца ВТ6 полученного методом прямого лазерного выращивания, где показаны поверхность (желтая линия), ванна расплава (красная линия) и зона термического влияния (зеленая линия)

[38]

Температурная история, рассчитанная с помощью модели ПЛВ (рис 12), используется для проведения моделирования. Скорость охлаждения рассчитывается на основании температурного поля как:

$$T := \frac{dT}{dx} \frac{dx_{laser}}{dt}$$

где Т - температура, а Т' - локальная скорость охлаждения.

Промежуточная объемная доля α' является функцией скорости охлаждения

$$\alpha'_{fi} = (\frac{\dot{T} - 20}{390})$$

где α'_{fi} - промежуточное частичное фазовое превращение между полным и нулевым α'-превращением при скоростях охлаждения 410°С/с и 20°С/с соответственно.

Полученная объемная доля α' мартенсита (αf ') рассчитывается путем умножения αfi ' на объемную долю преобразованного фаза, как:

$$\alpha'_f = \beta \mathbf{n} \cdot \alpha'_{fi}$$

где β_n рассчитывается только в регионах, где самая высокая температура находится между температурой β превращения и температурой ликвидуса. Подробное выражение βn можно найти в работе. [27].

$$H = \alpha'_f H_{\alpha} + (1 - \alpha'_f) H_{\alpha}$$

Где H_{α} и $H_{\alpha'}$ являются значениями твердости α -фазы (30 HRC) и α' -фазы (44 HRC) соответственно [28]. Используя уравнение (5), предсказание формирования α' может быть подтверждено.

Рис. 12 показывает предсказанную микротвердость по двум параллельным пунктирным линиям по сравнению с экспериментальными измерениями. Две линии были разделены расстоянием 200 мкм, при этом верхняя линия охватывает зону плавления и зону термического влияния, а нижняя линия охватывает только зону термического влияния.

Рисунок 12 - Прогнозирование микротвердости для образцов, полученных методом прямого лазерного ВТ6 по сравнению с экспериментальными измерениями: (а) измерения верхней части (б) измерения более низкого части.

Как показано на рис. 12, общий прогноз микротвердости отлично согласуется с экспериментальными результатами. Постоянное пиковое значение микротвердости, равное 427 HV0,2, получают в зоне плавления, и форма зоны плавления, определяемая по этой максимальной микротвердости, соответствует наблюдению за микроструктурой, что указывает на полное образование α' мартенсита в расплавленной ванне. После создания многослойных слоев вся объемная структура будет состоять из α'-мартенсита.

При кристаллизации с температуры солидуса сначала происходит кристаллизация ИЗ расплава, а затем В пределах температуры предшествующей формированию β -зерен образуется α/α' -фазы. Форма и распределение исходных β-зерен определенным образом влияет на морфологию α/α' -фаз [39], а также на характеристики материала.

В попытках раскрыть механизм роста β-зерен в образцах из ВТ6, полученных методами аддитивного производства, были проведены всесторонние исследования для реконструкции структуры и текстуры первичного β-зерна на основе данных дифракции обратного рассеяния электронов. Эти исследования демонстрируют преимущественную текстуру в направлении (001) β // Nz первичных β-зерен с продольной осью, параллельной направлению выращивания [40, 41].

В работе [40] исследовали влияние параметров ПЛВ на изменение микроструктуры. Было обнаружено, что длинные столбчатые β-зерна образуются при всех условиях, за исключением очень высокой мощности лазера, и масштаб этих зерен увеличивается с уменьшением скорости лазерного сканирования, при неизменности других параметров. Antonysamy и соавт. [32] изучали влияние формы изделий на микроструктуру и текстуру зерен путем создания различных структур. Только зерна, которые росли вблизи подложки или были ограничены по толщине детали, имели преимущественно кубическую морфологию с поворотом на 45 ° [33]. С другой стороны, предыдущие β-зерна росли в соответствии с направлением 〈001〉 β // Nz и были свободны от получаемой геометрии изделия [33]

Размер β-зерен варьируется от 1 до 20 мм в длину и от 0,2 до 4 мм в ширину [40, 41]. Эти β-зерна, очевидно, превышают в длину толщину слоя. По-видимому, эпитаксиальный рост должен происходить путем зародышеобразования на верхней поверхности предыдущего слоя с помощью процессов повторного плавления и повторной кристаллизации. Границы слоев образуются из-за укрупнения микроструктуры в переплавленной области предыдущих слоев. Эти границы слоев характеризуют послойную схему

осаждения процессов АМ, но более вероятно их образование в области, где происходит быстрое выделение тепла, например, возле подложки [40].

Теоретически рост зерна должен ИДТИ В направлении, противоположном максимальному градиенту температуры на фронте затвердевания. в-фаза кристаллическую ОЦК. имеет структуру предпочтительное направление роста которой составляет $\langle 001 \rangle_{\beta}$. B условиях направленного затвердевания В-зерно должно расти вдоль предпочтительной ориентации $\langle 001 \rangle_{\beta}$. Поскольку направление $\langle 001 \rangle_{\beta}$, как правило, параллельно направлению выращивания, общее направление теплового потока в процессах АП, как полагают, перпендикулярно подложке, что обусловлено тепловым потоком направленным вниз и конвективной теплопередачей наружу. Однако, ось $\langle 001 \rangle_{\beta}$ фактически наклонена от Nz до некоторой степени с небольшими угловыми колебаниями, что указывает на сложность теплового поведения в процессе аддитивного производства. Известно, что аддитивные процессы являются послойными. Отвод тепла от расплавленной ванны происходит через подложку, предыдущий трек и слой, а также окружающую атмосферу. Хотя потеря тепла через подложку доминирует, другие два пути также играют роль. Чтобы полностью понять рост β-зерен, термическое поведение, происходящее в процессах AM, должно быть тщательно проанализировано тепловое поле от отдельных треков до более сложный структур.

Рисунок 13 показывает микроструктуру поперечного сечения отдельной дорожки, полученной С использованием метода ПЛВ. Соответствующие поля температуры спереди и сбоку ванны расплава и геометрия ванны расплава, предсказанные моделью ПЛВ, представлены на рис. 4 (b) и (c) соответственно, где изотермы обозначены разными цветами. По-видимому, тепловой градиент перпендикулярен изотерме, и тепло рассеивается из расплавленной ванны вниз в подложку ВТ6. В результате первичные В-зерна зарождаются, а затем растут перпендикулярно границе расплавленной ванны/зоны термического влияния, что подтверждается микроструктурой, где текстуры β-зерен показаны пунктирными линиями. Подобный результат был также обнаружен в работе Wang et al. [42]. При наблюдении вида сбоку (рис. 13 (с)) расплавленная ванна единственной дорожки наклонена

При наблюдении сбоку (рис. 13 (с)) расплавленная ванна единичного валика наклонена. Для одного слоя (рис. 13 (d)) чередующиеся дорожки формируются путем сканирования лазерного луча в противоположных направлениях. Если взять заднюю часть ванны расплава, например, существует два направления 001 > в с углом наклона, противоположным направлению Nz (рис. 13 (е)). В перекрывающейся зоне соседних дорожек два направления будут компенсированы друг другом, а среднее направление вдоль направления Nz. При нанесении второго слоя направление сканирования всегда изменяется на 45 $^{\circ}$ и 90 $^{\circ}$ для кубических структур. и 60 $^{\circ}$ для цилиндров для получения хорошей геометрии. Поскольку β-зерно, растущее в любом слое, будет отклонено от Nz, а ориентация будет меняться во всех направлениях, после нанесения нескольких слоев среднее направление роста будет Nz, но зигзагами через слои.

Рисунок 13 - Одиночный валик, полученный технологией ПЛВ из ВТ6 иллюстрирует термическое поведение, определяющее характер роста βзерен: (a) Микроструктура в поперечном сечении ВТ6 показывает рост предшествующих β-зерен перпендикулярно границе ванны расплава (красная линия). Смоделированная граница свободной поверхности (желтая линия) и зона термического влияния границы (зеленая и синяя линии) также накладываются. (б) Моделируемое температурное поле в поперечном сечении (с) Смоделированное температурное поле в продольном сечении

[42]

Размер зерна α ' мартенсита и α + β ламелей увеличивается с увеличением плотности мощности лазерной энергии. Поскольку аддитивные технологии являются послойными процессами, часть предыдущего трека и слоя будет плавиться при нанесении соседнего трека и следующего слоя.

Многократные тепловые циклы приводят к укрупнению зерен в перекрывающихся зонах. Это явление также прослеживается в разных частях высокой детали. Поскольку ВТ6 имеет очень низкую теплопроводность около 7 Вт/мК при комнатной температуре [43], тепло будет накапливаться с увеличением числа слоев, что приводит к более высокой температуре и более скорости верхней BT6. медленной охлаждения В части деталей изготавливаемых методами СЛП и ЭЛВ. В отличие от них при получении образцов методом прямого лазерного выращивания самый верхний слой все еще имеет высокую скорость охлаждения из-за эффекта конвекции, вызванного потоком аргона.

Цянь и соавт. [1] исследовали микроструктуру ВТ6 образцов, изготовленных ПЛВ, и обнаружили, что в верхних и нижних слоях образцов содержится больше мартенсита, чем в других зонах. Кэрролл и др. [35] провели испытание на растяжение образцов ВТ6, изготовленных ПЛВ, вырезанных из различных зон деталей. Результаты показывают, что из-за укрупнения микроструктуры образцы, вырезанные из верхней части вдоль направления выращивания, имеют более низкую прочность, но более высокие значения удлинения, чем образцы, вырезанные из нижней зоны.

1.2.4 Свойства выращенных изделий

Сплав ВТ6 обладает повышенной чувствительностью к деформации и температуре. Li и др. провели испытания на растяжение ВТ6 деталей, изготовленных ПЛВ, при низких и высоких скоростях деформации при повышенных температурах. При низких скоростях растяжения наблюдалась сложная морфология трещин, включая как квазисколы, так и ямочки, в то время как для трещин с высокой скоростью деформации наблюдались только пластичные ямочки. При увеличении температуры испытания от комнатной температуры до 1173 К прочность упала примерно на 60% [5]. Это явление связано с тем, что повышенная температура уменьшает плотность дислокаций и, следовательно, материал теряет сопротивление пластическому течению.

Многочисленные исследования свойств, выращенных образцов показали значительное увеличение предела прочности и предела текучести для образцов полученных методом ПЛВ, по сравнению с деформируемыми и термообработаными. Тем не менее, детали аддитивной промышленности на основе лазера имеют удлинение только в диапазоне 4–11%. Следует отметить, свойства сравниваются для образцов с обработанной что все ЭТИ поверхностью, так как качество поверхности при выращивании значительно ухудшает свойства. Различные процессы термообработки могут по-разному изменять свойства готовых деталей. Термообработка для снятия напряжений обычно проводится при температуре ниже 800 ° С, что вряд ли ухудшит микроструктуру и, следовательно, только увеличит пластичность примерно на 1-2%. Высокотемпературный отжиг выше 800 ° С, напротив, определенно укрупняет микроструктуру, что приводит к заметному повышению удлинения в ущерб прочности. Влияние HIP определяется влиянием на размер и количество пор, что оказывает благоприятное влияние на повышение пластичности. Известно, что старение не приводит к значительному снижению прочности, хотя это связано с высокой температурой, поскольку во время старения может происходить формирование интерметаллидов $Ti_3Al(\gamma-\varphi a_3a)$.

Механические свойства ВТ6 в значительной степени зависят от его микроструктуры, включая составляющие фазы, размеры зерен, текстуру предыдущих *β*-зерен, а также наличие дефектов. Среди этих факторов кристаллическая структура, которая изменяется от одной фазы к другой, играет огромную роль в определении свойств ВТ6. Galarraga et al. [52] прочности, исследовали значения предела предела текучести И относительного удлинения для различных типов микроструктур ВТ6. Результаты проиллюстрированы на рис. 14 показано, что α ' мартенсит имеет самое высокое значение прочности среди всех микроструктур. Прочность столбчатой микроструктуры $\alpha + \beta$ выше, чем у равноосных $\alpha + \beta$. Тем не менее, прочность и пластичность демонстрируют противоположные тенденции. Тонкий игольчатый α ' мартенсит имеет значительное снижение пластичности. Galarraga и др. [52] также сообщили об аналогичном изменении твердости по сравнению с пределом текучести для различных микроструктур.

Основные механизмы упрочнения, связанны с различными фазовыми и структурными состояниями. Мартенситная α ' является неравновесной фазой с деформированной кристаллической решёткой. Кроме того, в α ' мартенситах наблюдается высокая плотность дислокаций [53], что приводит к упрочнению за счет усиления дислокаций [54].

Рис. 14 показывает взаимосвязь между свойствами на растяжение и толщиной α-пластин [52]. С увеличением толщины α-пластинок предел текучести уменьшается, поскольку более толстая α-планка увеличивает эффективную длину скольжения и, следовательно, снижает предел текучести. Небольшое увеличение удлинения наблюдается, когда толщина α-пластин увеличивается от 0,5 мкм до 1 мкм, и затем удлинение непрерывно уменьшается с увеличением толщины α-пластин. Следует отметить, что предел прочности практически не зависит от толщины α-пластин.

Рисунок 14 – Зависимость механических свойств от толщины αпластин [52]

1.5 Влияние кислорода на механику

В некоторых случаях детали, полученные аддитивными технологиями с оптимизированными параметрами выращивания несмотря на отсутствие пор, всё равно имеют низкую пластичность. Одной из возможных причин этого является загрязнение (например, кислородом, азотом и / или водородом) защитных газов [55;56]. Титан и его сплавы имеют очень высокое сродство к кислороду, азоту водороду, повышенная температура будет И И способствовать реакции между этими газами и титаном [46]. Известно, что при производстве титановых изделий заготовка должна быть защищена от атмосферных воздействий, чтобы предотвратить загрязнение примесями кислорода при температуре выше 600°С. Так как камера в камере для прямого лазерного выращивания может поддерживать только концентрация кислорода 5-10 ppm, некоторое количество молекул кислорода, азота и воды всё равно будут присутствовать в окружающей изделие среде. Избыточное количество кислорода также было обнаружено в переработанном порошке. О загрязнении кислородом можно судить по цвету поверхности изделий.

С увеличением степени загрязнения цвет поверхности детали меняется с серебряного на соломенный, а затем на синий [56], что указывает на увеличение толщины оксидной пленки при увеличении твердости поверхности [48]

Помимо влияния на твердость кислород и азот оказывают стабилизирующее и усиливающее влияние на α-фазу. При деформации они фиксируют дислокацию и влияют на поведение материала при растяжении [57]. Этот эффект демонстрируется небольшим увеличением предела прочности и предела текучести, но снижением пластичности. Например, Carroll et al. [48] сообщили, что дополнительные 0,0124 мас.% О приводят к улучшению предела прочности и предела текучести на 9 МПа и 16 МПа, соответственно. Однако введение кислорода снижает пластическую деформацию, заменив пластичную ямочную структуру на относительно хрупкую морфологию квазискола [56]. Когда содержание кислорода составляет 10% или выше, материал сварного шва показал незначительные признаки пластической деформации, и режим разрушения полностью изменился от пластичного к хрупкому [56]. Во избежание загрязнения кислородом необходимо обеспечить защиту в процессе использования порошков, а повторное использование порошков следует ограничить, учитывая, что содержание кислорода в порошках увеличивается во время обработки и переработки [55].

1.2.6 Анизотропия

Множество исследований и работ показывают, что титановые изделия, получаемые аддитивными методами обладают значительной анизотропией свойств при растяжении в различных направлениях. Продольные образцы обычно имеют на 20–30 МПа более низкие значения предела прочности и предела текучести, чем поперечные образцы, но удлинение увеличивается примерно на 2%. Макромеханические свойства в продольном и поперечном направлениях связаны с анизотропной микроструктурой: удлиненные столбчатые β-зерна и наличие межзеренной границы α. β-зерна, как правило, растут в продольном направлении вдоль направления выращивания с длиной около 20 мм, в то время как ширина предыдущих β-зерен составляет всего около нескольких сотен микрон. Вдоль длинной оси β-зерна будет сформирован тонкий слой границы α -зерна, очерчивая β -зерна. Присутствие этих границ зерен α -фазы нарушает целостность. В [55] указывалось, что граница зерен α может служить в качестве пути, вдоль которых развивается трещина.

На рис. 15 показано анизотропное поведение изделий из ВТ6, полученных аддитивными технологиями, которые подвергаются растягивающим нагрузкам, приложенным вдоль поперечного (рис. 15 а) и продольного (рис. 15 б) направлений [48]. При воздействии растяжения в поперечном направлении растягивающие нагрузки действуют на короткие оси β-зерен и границу α-зерен, действуя для разделения соседних β-зерен. Напротив, при продольном нагружении, длинные оси β-зерен и вся граница зерен α подвергаются продольным растягивающим нагрузкам. Следовательно, микроструктура приводит тому, что анизотропная К В поперечном направлении образцы намного быстрее разрушаются по сравнению с продольными образцами. Следовательно, продольные образцы имеют более высокое значение удлинения. Однако, если в образцах преобладают несплавления, ситуация будет противоположной.

Рисунок 15 – Схематическое изображение влияние анизотропии на растягивающие нагрузки в различных направлениях [48].

1.2.7 Усталостные свойства

Усталостное разрушение из-за повреждений, вызванных циклическими напряжениями, является одним из наиболее распространенных видов

разрушения. Например, компрессоры и лопатки турбин из титана в авиационных или автомобильных двигателях подвергаются высокочастотным циклическим нагрузкам с частотами, превышающими 1 кГц [58]. Оценка усталостных характеристик обычно выполняется с использованием подходов, основанных на нагрузке (S-N) или нагрузке (ε-N), где N обозначает циклы до Коэффициент интенсивности напряжения до распространения отказа. трещины (порог распространения трещины, ΔK_{th}) и предел усталости до распространения трещины (пороговое напряжение, $\Delta \sigma w$) [59] являются двумя типичными параметрами, характеризующими зарождение микроскопической трещины, в то время как циклы до разрушения, как правило, являются макроскопическими характеристиками для усталостных характеристик. Следует отметить, что отношение напряжений (отношение минимального напряжения к максимальному напряжению в одном цикле нагружения в испытании на усталость, R) влияет на предел усталости. Чтобы избежать несоответствия, вызванного различными условиями R, Li и др. использует σ_{eff} в терминах фактического максимального значения приложенного напряжения (σ_{max}) при заданном R для нормализации различных значений R, которые представлены

$$\sigma_{eff} = \sigma_{max} (\frac{1-R}{2})^{0.28}$$

Было проведено много исследований усталостных характеристик изделий ВТ6, изготовленных аддитивными технологиями. Поверхностная обработка необходима для изготовления образцов, поскольку дефекты поверхности ухудшают усталостные характеристики. По сравнению с выращиванием электронным лучом изготовленные ПЛВ и СЛМ детали из ВТ6 имеют более высокое $\Delta \sigma_w$, но более низкое ΔK_{th} , что указывает на то, что аддитивных методы на основе лазера производят более высокую усталостную прочность, но более низкую усталостную вязкость, чем на основе электронного луча. После отжига и термической обработки для снятия напряжений значение ΔK_{th} для деталей ВТ6, изготовленных ПЛВ и СЛМ,
увеличивается С повышением температуры И сравнимы деталями, изготовленными с использованием электронного луча. По сравнению с методами HIP другими постобработки, значительно улучшает как усталостную прочность, так и усталостную вязкость, поскольку HIP может эффективно уменьшить поры, которые, как известно, служат центрами зарождения трещины. Сравнения между испытаниями, проводимыми в горизонтальном и вертикальном направлениях, показывают разницу в значениях $\Delta \sigma_w$ и ΔK_{th} . Это указывает на то, что анизотропная структура в также влияет на усталостные свойства.

Основные факторы, вызывающие усталостное разрушение, отмеченные в различных литературных источниках, применимы к изделиям независимо от метода получения: это качество поверхности, остаточные напряжения, поры и микроструктура [13].

Превосходная усталостная прочность при ПЛВ титановых изделий из ВТ6, предположительно является результатом присутствия мелких иголок α ' мартенсита [7, 14] который обладает высокой плотностью дислокаций. Из-за затруднения движения дислокаций, вызванное тонкой структурой, эффект усиления дислокациями приводит к снижению пластической деформации.

Исходя из всего изложенного, на данный момент все ещё не разработан универсальных подход, который позволяет изготавливать крупногабаритные титановые изделия аддитивными технологиями. Существуют ряд проблем, которые нужно предусмотреть при отработке технологии изготовления конкретных изделий.

Наиболее перспективно использование аддитивных технологий в авиационной промышленности, так как эти методы позволяют произвести топологическую оптимизацию, значительно облегчить за счет чего конструкцию. Кроме того, использование аддитивных методов позволяет сократить производственный цикл и затрачиваемое время на изготовление крупногабаритных сложнопрофильных изделий, ПО сравнению с традиционными методами. Основным направлением развития аддитивных

технологий применительно к авиационной промышленности является технология прямого лазерного выращивания. Габариты изделий, которые можно изготовить этой технологией практически не ограничены, вопрос размеров решается изменением габаритов камеры и манипулятора в виде робота.

При крупногабаритных изделий выращивании основным направлением оптимизации является время выращивания И производительность. Производительность процесса прямого лазерного выращивания определяется расходом порошка, шагом слоя, диаметром пятна. Основное влияние на производительность оказывает скорость процесса. Например, при получении цилиндрической детали диаметром 1,5м при скорости процесса 10мм/сек на один слой толщиной 0,5 мм необходимо затратить 47 мин, при этом на скорости 50мм/с время получения одного слоя сокращается до 3,14 мин. В то же время, в виду того, что с увеличением скорости процесса также происходит увеличение скорости охлаждения, что приводит к протеканию неравновесных превращений и стабилизации метастабильных фаз.

Таким образом, важной задачей исследований получения изделий методом прямого лазерного выращивания из титановых сплавов является поиск путей снижения градиента температур и стабилизации температурного режима таким образом, чтобы обеспечить температуры и скорости охлаждения при которых в сплаве будет происходит формирование равновесных фаз и структур. Одним из таких способов является изменение стратегии заполнения объемных фигур и траектории движении рабочего инструмента. Например в работе [60] было установлено, что изначальная полностью мартенситная структура, которая формируется при скорости более 200° С/с при β превращении после термического влияния от последующий и соседних слоев частично переходит в равновесную и конечная структура состоит из смеси $\alpha'+ \alpha+\beta$, при чем содержание равновесной составляющей увеличивается с уменьшением скорости охлаждения из β -области. На

формирование термического цикла в процессе лучевых аддитивных технологий оказывает влияние множество различных параметров. В работе [61] показано, что форма и размеры изделий из ВТ6 в процессе DED влияют на механические свойства и структуру. В [62,63] было показано влияние осцилляции лучом на формирование структуры и свойств, так использование Z-образной осцилляции приводило к изменению структуры от неравновесной мартенситной к равновесной двухфазной, что соответственно приводило к повышению механических характеристик образцов из ВТ6 полученных DLD. Авторы Jingjing Yang и др [53] показали, что в процессе SLM ВТ6 содержание и морфологию α '-фазы можно контролировать путем изменения расстояния между валиками и скорости сканирования, чтобы регулировать время и тип тепловых циклов.

Ещё один способ решения данной проблемы использование двухстадийной термообработки, которая приводит к переходу неравновесных фаз в равновесные.

2. Оборудование и материалы

2.1. Порошковые материалы

В работе рассмотрены порошковые сплавы марки ВТ6 двух различных производителей с различным фракционным составом. Химический состав порошков согласно сертификату качества представлен в таблице 1. Производитель А, порошки А1 (45-100 мкм) и А2 (106-180мкм). Производитель В, порошки В1 (45-100мкм) и В2 (180-200мкм). Для выбора наилучшего порошка проведены исследования для сравнения свойств выращенных изделий, получаемых из рассмотренных порошков.

Таблица 1

	Содержание элементов в %								
				P		, .			МКМ
	Al	V	0	Н	Ν	С	Ti	пр	
A1	5.97	4.2	0.16	>0.001	0.01	< 0.01	осн.	< 0.4	45-100
A2	5.93	4.0	0.16	>0.001	0.01	< 0.01	осн.		106-180
B1	6.12	4.05	0.10	0.005	0.02	0.02	осн.	0,3	45-100
B2	6.05	4.2	0.15	0.005	0.01	< 0.01	осн.		160-200
ASTM F3001 - 14	5.5-6.5	3.5- 4.5	0.13	0.012	0.05	0.13	осн.	0.40	

Химический состав порошка исходя из сертификата качества.

Где A1, A2 порошки первого производителя, но разной фракции. B1, B2 – порошки второго производителя с разной фракцией.

Анализ распределения частиц по размеру согласно ASTM F3490 проводится с помощью методов лазерной дифракции, но этот стандарт также позволяет использовать другие методы. В данной работе фракционный состав порошков определен с помощью измерения частиц в программе Digimizer по снимкам с электронного микроскопа PhenomProX. Измерены диаметры не менее чем на 200 частицах. По полученным значения производилось построение диаграмм распределения частиц порошка по размеру.

Сферичность частиц порошка определена по коэффициенту сферичности. Коэффициент сферичности равен или меньше единицы и определяется соотношением (1). При этом чем больше коэффициент сферичность, тем более ровные частицы порошка. Измерения проводились на 200 частицах.

$$\psi_r = \sqrt{\frac{d}{D}},\tag{1}$$

где ψ_r – коэффициент сферичности; d – диаметр наименьшей вписанной в проекцию контура обломка окружности; D – диаметр наибольшей описанной вокруг того же контура окружности.

Поверхностные характеристики частиц порошка были проанализированы с помощью снимков со сканирующего электронного микроскопа PhenomProX. Поверхности частиц были изучены с использованием образцов, аналогичных тем, которые использовались для анализа размера частиц.

Химический анализ порошков и конечных изделий проведен с использованием сканирующего электронного микроскопа PhenomProX с приставкой для энергодисперсионного анализа (EDX). Содержание кислорода, азота и водорода определено с использованием газового анализатора LECO ONH 836.

На основании проведенного исследования выбраны порошки, обладающие наилучшими свойствами применительно к процессу прямого лазерного выращивания.

2.2. Экспериментальная установка

Выращивание образцов осуществлялось для исследования на роботизированном комплексе для прямого лазерного выращивания, собранного на базе волоконного лазера ЛС-5 (Установка для прямого лазерного выращивания – УПЛВ) [64]. В состав УПЛВ также входят шестиосевой робот-манипулятор, двухосевой наклонно-поворотный позиционер и герметичная камера объемом 6 м3. Рабочим инструментом является лазерная сварочная головка FLW 50 фирмы IPG с коаксиальным щелевым соплом.

2.2.1 Описание комплекса

Основные компоненты:



Рисунок 15 - Схема расположения элементов комплекса

Таблица 2

Основные компоненты комплекса

Комплекс прямого лазерного выращивания предназначен для выращивания изделий из металлического порошка с помощью волоконного лазера.

№ п.п	Наименование	Обозначение	ППо 3.						
	Комплекс лазерного оборудования								
1	Лазер волоконный иттербиевый	ЛС-3	1						
2	Чиллер	LC-170	2						
	Рабочий инструме	HT							
3	Головка лазерная технологическая	IPG FLW D30	3						
	Система перемещения рабочег	о инструмента							
4	Робот-манипулятор	FANUC M20iB25- 30P-A-W	4						
5	Контроллер	FANUC R-30iB Mate	5						
	Система перемещения выращив	аемого изделия							
6	Позиционер двухосевой	FANUC	6						
	Система подачи наплавочног	го материала							
7	Питатель порошковый		7						
	Система управлен	ИЯ							
8	Консоль оператора		8						
9	Шкаф распределительный		9						
10	Система видеонаблюдения зоны обработки		10						
11	Кабина технологическая		11						
12	Система поддержания рабочей атмосферы		12						

- Оператор загружает в установку подложку(ки) и извлекает выращенные деталь(ли) из установки.
- Загрузка подложек производится через дверь рабочей кабины.
- В чистые колбы засыпается порошок.
- Комплекс переводится в автоматический режим.
- Оператор запускает программу выращивания с пульта управления роботом.
- Робот производит выращивание, перемещая рабочий инструмент внутри кабины по заданной программой траектории.
- Нормальным режимом обработки является «автоматический» режим.
- Связь с оператором осуществляется через пульт управления роботом и панель управления комплексом.
- Блок подачи защитного и транспортного газа подает аргон в установленные зоны.
- Чиллер охлаждает работающий лазер и лазерную голову.
- Кабина лазерной обработки полностью охватывает область, где выполняется наплавка.
- Рабочая кабина защищает персонал и окружающую местность от невидимого лазерного излучения, используемого в процессе наплавки, и движения робота и стола позиционера.

В опасных ситуациях лазерный комплекс может быть выключен с помощью кнопок аварийного отключения или с помощью соответствующих систем безопасности, которые расположены на установке в различных местах.

Выбор технологического режима производился на основе экспериментального исследования образцов (рис. 16) в ходе которого осуществлялось варьирование в заданных интервалах одного параметра при фиксированных значениях остальных. Параметры варьировались в интервалах таким образом, чтобы производительность процесса была не менее 0,5 кг/ч в соответствии с расчетом по формулам:

2.3 Методика проведения экспериментов

Для оценки влияния параметров режима ПЛВ на производительность процесса произведены расчеты согласно:

Энергетический вклад: $E_{HI} = \frac{P}{V}$, (2) где Р-мощность лазерного излучения в Вт, V – скорость процесса в мм/с Производительность: $= S_T \times V \times \rho$, (3) где S_T – площадь валика, ρ – плотность материла.

Расстояние между центрами валиков изменялось в интервале от 1,4-2,0

с шагом 0,2 мм, мощность 1600-2500 Вт, скорость 30-50 мм/сек. Расход порошка 10-25 г/мин. Выращенные образцы в виде пластин изготовлены со стратегией заполнения слоя представленной на рисунке 16б. Первый слой формируется последовательными однонаправленными векторами при движении рабочего инструмента, при чем точки начала прохода находятся на одной стороне пластины, а точки окончания на противоположной.

а)б)



Рисунок 16 – а) внешний вид исследовательских образцов б) стратегия заполнения слоя

Полученные образцы оценивались по наличию или отсутствию дефектов, таких как поры, несплавления и трещины.

Для того, чтобы оценить влияние изменения стратегии сканирования на термические циклы, и как следствии формирование структурно-фазового состояния сплава, методом ПЛВ изготовлены образцы из ВТ6:

1. Образец получен последовательными однонаправленными векторами с паузой между нанесением каждого валика и отдельного слоя (пауза 15 секунд) (рис. 17.1)

1_ТО После термообработки образца 1

1.2 Образец получен последовательными однонаправленными векторами с паузой между нанесением каждого валика и отдельного слоя (пауза 10 секунд)

 1.3 Образец получен последовательными однонаправленными векторами с паузой между нанесением каждого валика и отдельного слоя (пауза 5 секунд)

1.4 Образец получен последовательными однонаправленными векторами с паузой между нанесением каждого валика и отдельного слоя (пауза 0 секунд)

2. Образец получен непрерывным сканированием двунаправленными векторами в продольном направлении, что обеспечивает постоянный подогрев слоя и снижение градиента (рис 17.2)

2_ТО После термообработки образца 2

3. Образец получен непрерывным сканированием двунаправленными векторами в поперечном направлении, что обеспечивает постоянный подогрев слоя и снижение градиента (рис 17.3)

3_ТО После термообработки образца 3

В таблице 3 представлены параметры технологического режима. На рисунке 17 схемы заполнения слоя. На рисунке 18 показан внешний вид пластин.

Таблица 3

Параметры технологического режима прямого лазерного выращивания образцов из ВТ6 с разным сканированием и без него

		Смещение	Смещение	Диаметр	Аргон	Аргон	Расход
Мощность,	Скорость,	по ширине,	по высоте,	пятна,	коакс,	трансп,	порошка,
Вт	мм/с	ММ	MM	MM	л/мин	л/мин	г/мин
2200	20	2	0,8	3	25	4	11,8



Рисунок 17– Типы заполнения 1 – с паузой между валиками 0-15 сек; 2 сканирование «продольной змейкой»; 3 – сканирование «поперечной» змейкой



Рисунок 18 – Внешний вид пластин слева-направо - №1(одновекторное сканирование, пауза 15 сек), №2, №3

2.4 Металлографические исследования и термообработка

Термообработка образцов после выращивания проведена в муфельной печи (рис. 19). Характеристики печи представлены в таблице 4.



Рисунок 19 - Муфельная печь СНОЛ 3/11

Таблица 4

Характеристики муфельной печи СНОЛ 3/11

Параметр	Значение		
Вместимость, л	3		
Максимальная температура нагрева, °С	1150		
Потребляемая мощность, кВт	1,8		
Напряжение, В	220		
Размеры рабочей камеры, мм	150 x 200 x 100		
Габаритны муфельной печи, мм	425 x 530 x 520		
Масса, кг	32		

На основании проведенного литературного обзора определены режимы термообработки, представленные в табл. 5. Для снятия напряжений и распада метастабильных фаз может быть достаточно режимов дорекристаллизационного отжига. Рекристаллизация сплава ВТ6 происходит в интервале температур 850-950 °C (табл. 5). Также, отжиг проведен при температуре выше температуры полиморфного превращения $\alpha+\beta\rightarrow\beta$.

Таблица 5

Выбранные параметры режимов для проведения термической обработки

№образ ца	Наименование термической операции	Время выдержк и, ч	Среда термообработк и	Темпера тура нагрева, °С**	Среда охлаждения	Условия охлаждения
TO.1.1				600		
TO.1.2				650		
TO.1.3				700		
TO.1.4		1		750		
TO.1.5		1		800		
TO.1.6				850		
TO.1.7				900		
TO.1.8				950		
TO.2.1			Воздух	600	Воздух	На воздухе
TO.2.2				650		
TO.2.3	Отжиг			700		
TO.2.4				750		
TO.2.5		2		800		
TO.2.7				850		
TO.2.8				900		
TO.2.6				950		
TO.2.6				1050		
TO.3.1				750		
TO.3.2		1	Boanux	800		
TO.3.3		4	воздух	850	1	
TO.3.4				900		

титанового сплава Вт6 в состоянии после ПЛВ

2.4 Расчетное определение температурного поля при прямом лазерном выращивании

Трехмерная нелинейная задача теплопроводности решалась методом конечных элементов с помощью компьютерной программы ANSYS. Поскольку лазерный луч представляет собой сосредоточенный источник теплоты, плотность мощности которого в пятне нагрева подчиняется нормальному закону, то для его задания в конечно-элементной модели необходимо использовать сетку с пространственным шагом менее 0.2 мм. Такой быть подход не может использован при решении задачи многопроходной наплавки так как в таком случае расчётное время составит сотни часов. Поэтому было принято следующее упрощение: источник теплоты описывался путем задания равномерной плотности мощности в объем металла, соответствующий области нагрева лазерного луча в текущий момент времени. Примеры успешного использования данного подхода приводятся в [65,66].

При решении учитывали температурные зависимости теплофизических свойств сплава ВТ6 [67] (рис. 20) и режим выращивания. Тепловая эффективность лазерного луча принималась равной 0.40 согласно [68]. Коэффициент поверхностной теплоотдачи, учитывающий конвективную и лучистую теплоотдачу, принимали постоянным, $\alpha = 1*10^{-5}$ Вт мм⁻² К⁻¹ [69]. Использовали 8-узловые конечные элементы со сгущением в зоне наплавляемых слоев, где высокий градиент температурного поля (общее количество элементов 36976) (рис.1б). Анализ термических циклов производился для узлов, соответствующих центральному сечению наплавки.



Рисунок - 20 Теплофизические свойства сплава ВТ6 (а); расчетная конечноэлементная модель (б).

Последовательная наплавка проходов учитывалось с помощью следующего искусственного приема. В тех конечных элементах, в которых в текущий момент отсутствует наплавленный металл, задавались заниженные в 10⁴ раз теплопроводность, энтальпия. Схематично процесс активации элементов показан на рис. 21.



Рисунок 21 - Схема процесса последовательной активации конечных элементов.

2.4 Пробоподготовка образцов

Для металлографических исследований образцов, полученных методом прямого лазерного выращивания из порошка сплава ВТ6, была проведена пробоподготовка образцов.

Пробоподготовка образцов проведена в несколько этапов:

1. С помощью отрезного станка, представленного на рис. 22, из выращенных деталей получено несколько образцов.



Рисунок 22 - Отрезной станок Presi

2. После этого образцы были помещены в отдельные формы для заливки эпоксидной смолой, которая смешивается с отвердителем в отношении 1:4. 3. После полного затвердевания смолы, осуществлена шлифовка и полировка образцов на автоматическом шлифовально-полировальном станке, представленном на рис. 23



Рисунок 23 - Шлифовально-полировальный станок MECATECH 234 (Presi)

При шлифовании необходимо включить подачу воды, во избежание нагрева и изменения структуры исследуемых образцов. Режимы шлифования и полирования представлены в табл. 6.

Таблица 6

	Шлифовка	Полировка
Дисперсность	p120; p240; p400;	5.1
шлифовальной бумаги, мкм	p600; p1200; p2500	5, 1
Скорость подложки, об/сек	190	140
Скорость держателя, об/сек	140	90
Нагрузка на образец, дан	1,8	1
Время, сек	300	600

Режимы шлифовки и полировки образцов

4. Для выявления структуры образцы протравлены в растворе: HNO₃ (2 мл), HF (1 мл) и H₂O (49 мл). Травление производится путем погружения образца в раствор в течение 15-30 секунд.

Исследования проводились и использованием настольного сканирующего электронного микроскопа PhenomProX, оптического микроскопа Leica DMi8, электронного сканирующего микроскопа Tescan Mira3 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа Oxford Aztec.





Рисунок 24 - а) Оптический микроскоп Leica DMi8 б) сканирующий электронный микроскоп Tescan Mira3

Для определения механический характеристик выращенных изделий были проведены механические испытания цилиндрических образцов на одноосное растяжение на установке Zwick модель Roell Z100. Испытания на растяжение проводились в соответствии с ГОСТ 1497-84. Температура испытания 20°С.

Измерение твердости проведено на микротвердомере «MICROHARDNESS TESTER FM-310» производителя «FUTURE TECH CORP.».

3.1 Исследование структуры и определение фазового состава исходного порошкового материала

Выращиваемые образцы представляют пластины размером 20х40х10мм.

Скорость сканирования составляет 30 мм/с, мощность лазерного излучения 1800Вт, диаметр пятна лазера 3 мм, шаг по оси Z 0,6 мм, шаг по оси X 2 мм. В качестве подложки использованы прокатанные пластины из титанового сплава ВТ6.

3.1.1 Сравнение распределения по размерам частиц различных порошков. Распределение частиц по размерам показаны на рисунке 25.



Рисунок 25 – Распределение по размерам порошков титанового сплава ВТ6 а) порошок А1 (45-100мкм) б) порошок А2 (106-180мкм) в) порошок В1 (45-100мкм) г) порошок В2 (160-200 мкм)

Порошок A1 (рис. 25а) показывает унимодальное распределение при анализе с использованием снимков СЭМ, средний размер частиц 76 мкм, 50% частиц по объему имеют размер 60.3 мкм или менее. Максимальный размер частиц составляет 105 мкм. Средний размер частиц порошка B1 составляет 71 мкм, 50% частиц по объему имеют размер 71.1 мкм или менее, максимальный размер частиц порошка 110 мкм, распределение бимодальное, что может быть причиной использования ручного метода измерения диаметров частиц.

Максимальный пик распределения порошка A2 смещен в сторону меньшей фракции (50% частиц по объему имеют размер 125.2 мкм или менее), средний размер частиц 133 мкм, максимальный размер 184.6. Распределение порошка B2 унимодальное, равномерное. Средний размер 185 мкм, 50% частиц имеют размер менее 185.2 мкм, максимальный размер 201.6 мкм.

В таблице 7 приведены расчетные значения для физических параметров порошков.

Таблица 7

Порощок	Измереци			Коэффициент	Максимальный
порошок	измеренн	юс распредел	ICHIIC, MKM	сферичности,%	размер, мкм
A 1	1.52.4	1.02	1 . 00 0	0.9.6	105
AI	a ₁₀ : 55.4	a ₅₀ : 60.3	a ₉₀ : 89.9	98.6	105
A2	d ₁₀ :106.4	d ₅₀ : 125.2	d ₉₀ : 172.5	97.8	184.6
B1	d ₁₀ :53.4	d ₅₀ : 71.1	d ₉₀ : 88.0	98.7	110
D2	1.1741	1 . 105 0	1 . 105 1	00.2	201.6
B2	$a_{10}:1/4.1$	a ₅₀ : 185.2	a ₉₀ : 195.1	99.3	201.6
1					

Физические свойства порошков, рассматриваемых в данной работе

3.1.2 Сравнение поверхностной морфологии порошков.

На рисунке 26 представлены СЭМ фотографии поверхности каждого образца порошков. На рисунках показаны снимки на двух увеличениях, x300 и x1000, в первом случае показаны общая поверхность частиц и дефекты, во втором случае морфология частиц.



Рисунок 26 – Изображения поверхности порошка со сканирующего электронного микроскопа: а) порошок А1 (45-100мкм) б) порошок А2 (106-

180мкм) в) порошок В1 (45-100мкм) г) порошок В2 (160-200 мкм)

На поверхности порошков А1, А2, В1 присутствуют саттелиты различного размера. Поверхность порошка В2 гладкая, с равномерным составляющих. В порошках А2 распределением структурных И **B**1 присутствуют частицы неправильной формы. Во всех порошках кроме В2 присутствуют частицы с размером меньше или больше установленной фракции (рис. 26). На поверхности порошка В1 присутствует значительное количество серых включений, которые предположительно являются соединениями легкими элементами из окружающей атмосферы.

3.1.3 Сравнение структуры и свойств порошка на срезе

Изображения со сканирующего электронного микроскопа среза частиц порошка показаны на рисунке 27, также на частицах отмечены области микрорентгеноспектрального анализа.



Рисунок 27 – Поперечное сечение порошков (снимки с СЭМ) а) порошок A1 (45-100 мкм) б) порошок A2 (106-180 мкм) в) порошок B1 (45-100 мкм) г) порошок B2 (160-200 мкм)2

На срезе частиц А2, В1, В2 отсутствуют поры и построение включения. На поперечном сечении порошка А1 есть микропоры. Средний химический состав измеренный в различных областях на срезе частиц представлен в таблице (таблица 8).

Таблица 8

	Энергодисперсионный анализ, вес.проценты							
	Ti Al V Si							
A1(1-4)	90,02	6,01	3,85	0,12				
A2(1-4)	90,21	6,17	3,48	0,15				
B1(1-4)	89,53	6,05	4,25	0,17				
B2(1-4)	90,03	5,95	3,85	0,18				

Химический состав порошков на срезе область рис. 4

Химический состав порошков на срезе соответствует заданному в ASTM F3001 – 14.

Методом восстановительного плавления определено содержание легких элементов в исследуемых порошках (таблица 9)

Таблица 9

Результаты определения содержания лёгких элементов методом

восстановительного плавления

Howen	Размер	Среднее содержание элементов, массовая доля, %				
образца	фракции порошка, мкм	O 2	N_2	H_2		
A1	106-180	0,10	0,014	0,0012		
A2	45-100	0,11	0,0072	0,0012		
B 1	45-100	0,136	0,014	0,041		
B2	160-200	0,115	0,011	0,0032		

Химический состав порошков, включая легирование и содержание примесей, определяется различными стандартами, и в качестве основного требования порошки должны соответствовать этим стандартным. Но помимо соответствия существующим стандартам, более фундаментальным вопросом является то, как химия и, в частности, содержание примесей влияют на свойства титанового сплава. Титановый порошок ВТ6 должен содержать от 5,50 до 6,75 мас.% Al и от 3,50 до 4,50 мас.% V, менее 0,4 мас.% Fe в соответствии с ASTM F3001 – 14.

Измеренные химические составы порошков от различных поставщиков, проанализированные в данной работе, соответствуют этим спецификациям в пределах ошибки экспериментального анализа. Помимо легирующих добавок в стандартах также указывается содержание примесей: ASTM B988-13 [70] ограничивает содержание кислорода до 0,2 мас.%, содержание азота - до 0,02 мас.%. В порошке B1 наблюдается превышение содержания водорода. Порошки A1, A2, B2 соответствуют установленным ASTM интервалам содержания лёгких элементов в сплаве BT6.

3.1.4 Исследование образцов, полученных методом ПЛВ из различных порошков

Параметры технологического режима: скорость нанесения 30 мм/с, мощность лазера 1800 Вт, диаметр пятна лазера 3 мм. Смещение по оси Z составляет 0,6 мм, а смещение оси X составляет 2 мм. Подложка - катаная плита из сплава ВТ6.

На рисунке 28 показана структура образцов из различных порошков титанового сплава ВТ6.



Рисунок 28 – Структура образцов из после прямого выращивания из порошка а) порошок А1 (45-100мкм) б) порошок А2 (106-180мкм) в) порошок В1 (45-100мкм) г) порошок В2 (160-200 мкм)

Как видно из рисунка структура в образцах полученных из порошков A1 (45-100мкм) и B1(45-100 мкм) более мелкозернистая. В образцах, полученных из порошка A2 (106-180мкм) и B2(180-200мкм) структура крупнозернистая при чем наибольший размер зерна соответствует порошку с наибольшим размером частиц. В структуре образца, полученного из порошка B1 обнаруживается мелкая пористость, что может быть связано с повышенным содержанием водорода в используемом порошке.

В таблице 10 и на рис. 29 представлены для сравнения результаты механических испытаний и измерения микродвердости образцов, полученных методом прямого лазерного выращивания из различных порошков сплава ВТ6.

Таблица 10

Механические свойства образцов изготовленных методом ПЛВ из различных

	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Микротвердость образцов, HV _{0,5}	Микротвердость порошков, HV 0,05
Sample A1	1130	920	8,2	375	358
Sample A2	1000	970	8,1	376	355
Sample B1	1120	1030	6,3	408	358
Sample B2	1120	1014,3	9	355	344

порошков титанового сплава ВТ6



Рисунок 30 – Сравнение микротвердости образцов а) порошков б) образцов выращенных из порошков

Выводы:

Порошки титанового сплава ВТ6 от двух разных коммерческих поставщиков и двух разных фракций сравнивались по их химическому составу, распределению по размеру, внешнему виду. Также были исследованы детали, изготовленные методом прямого лазерного выращивания из этих порошков.

Результаты показали, что присутствие примесей на поверхности порошков оказывает наибольшее влияние на структуру и свойства. В порошке В1 на поверхности наблюдаются серые включения, предположительно соединения с водородом. Высокое содержание водорода приводит к снижению пластичности и увеличению твердости.

Увеличение размера частиц порошка увеличивает размер зерна в структуре выращенных образцов. Наличие сателлитов на поверхности порошков практически не влияет на образование дефектов и структуры.

3.2 Исследование влияния технологических режимов на структуру и свойства образцов из титанового сплава ВТ6 при прямом лазерном выращивании.

В процессе ПЛВ возможно формирование дефектов в виде несплавлений. Формирование подобных дефектов особенно негативно влияет на толстостенные изделия. Такие дефекты возникают по нескольким причинам: при нехватке металла для заполнения пространства между соседними валиками и при нехватке металла для заполнения пространства между слоями. Таким образом, необходимо выбирать параметры ПЛВ исходя из этих требований. Фотографии структуры образцов выращенных при разных технологических параметрах показаны на рис. 30.



Рисунок 30 - Влияние параметров ПЛВ на формирование структуры в сплаве ВТ6

На рис.30 показано, что с увеличением скорости и производительности происходит увеличение размеров и количества несплавлений. Необходимо отметить, что при воздействии лазерного излучения с титановым порошком существует пороговая мощность при выбранных параметрах равная 2500Вт. Выше этого значения происходит формирование газопламенного факела, который приводит к выходу из строя порошкового сопла и оптических элементов.

Исходя из рис.30 выбраны режимы с наименьшим количеством несплавлений P/V=2000/30, а также 2200/40. Кроме того, для оценки степени влияния дефектов на механические свойства для проведения механический испытаний выбран наиболее производительный режим 2500/50. На мощности 2500, при значении скорости 30 мм/с происходит формирование крупных зёрен размером до 1 мм в направлении роста.

3.2.1 Расчёт производительности

Для оценки влияния параметров режима ПЛВ на производительность процесса произведены расчеты согласно формулам 1, 2 раздел 2:

Результаты расчетов представлены в таблице 11.

Таблица 11

	Производительность, кг/ч					Зависимость производительности от мощности при различных скоростях			
Скорость,	1600	1800	2000	2200	2500	1,8			
мм/с	Вт	Вт	Вт	Вт	Вт	₹ 1,6-			
50	1,48	1,53	1,52	1,54	1,52	<u>م</u> ــــــــــــــــــــــــــــــــــــ			
40	0,78	1,01	0,99	1,17	1,12	5 . 0 H 12			
30	0,62	0,76	0,785	0,88	1,039				
	Энергетический вклад, Дж/мм ²								
50	32	36	40	44	50				
40	40	45	50	55	63	0,4 1600 1800 2000 2200 2400 2600			
30	54	60	67	74	84	Мощность, Вт			

Результаты расчета погонной энергии и производительности

По результатам исследований с помощью рентгеновской томографии была установлена взаимосвязь энергетического вклада ПЛВ, с процентным и

объемным содержанием пор в исследованных образцах. Результаты представлены в сводной таблице результатов(табл.12, рис. 32).



Рисунок 31– Оценка пористости образцов методом компьютерной томографии: а) образец №1; б) образец №2; в) образец №3

Таблица 11

Сводные результаты томографии образцов полученных по разным режимам

Номер	Параметры	режима ПЛВ	Объем образца	Содерж	кание пор
образца	Мощность, Вт	цность, Скорость Вт мм/с		%	MM ³
1	2000	30	490,136	0,00	0,001298
2	2200	40	400,022	0,01	0,034291
3	2500	50	493,188	0,08	0,403399

ПЛВ

Из приведенных в таблице результатов исследования видно, что с уменьшением энергетического вклада (табл.11) наплавки процентное содержание пор (дефектов) в структуре материала увеличивается. При этом в образце (номер 1) с наибольшим значением вкладываемой в материал энергии пор обнаружено не было. Результаты томографии подтверждают металлографические исследования.

3.2.2 Результаты механических испытаний

В таблице 12 представлены результаты механических испытаний образцов в направлении наложения слоев, в исходном состоянии. На рисунке

5 представлены результаты сопоставительного анализа механических свойств режимных параметров ПЛВ.

Таблица 12

Режим	Состояние	Предел прочности,	Предел текучести,	Относительное δ,
		МПа	МПа	%
1	ИС	1278	1212	0,85
2	ИС	1308	1245	1,6
3	ИС	1295	1215	1,6

Результаты механических испытаний в исходном состоянии после ПЛВ (ИС)

ИС – исходное состояние или состояние после выращивания.

Низкие механические свойства материала в исходном состоянии могут быть связаны с высоким содержанием метастабильной α'-фазы, а также с остаточными термическими напряжениями, которые накапливаются в процессе ПЛВ (рис. 32). Из полученной рентгенограммы видно, что присутствуют только пики интенсивности отражения от кристаллографических плоскостей α-фазы, пики β-фазы отсутствуют, что подтверждает утверждение о формирование метастабильной α'-фазы.



Рисунок 32 – Рентгенограмма титанового сплава в исходном состоянии после

Выводы.

В этом разделе показано влияние параметров режима прямого лазерного выращивания на производительность процесса, а также на формирование дефектов в структуре. Показано, что с увеличением погонной энергии происходит уменьшение размеров и количество несплавлений, что подтверждается результатами рентгеновской томографии. Механические испытания показали высокую прочность и низкую пластичность в исходном состоянии.

Отсутствие β -фазы в исходном состоянии подтверждает рентгенограмма рис. 32, анализ показал присутствие пиков только α -фазы, из-за близости параметров ГПУ решётки α -фазы и α '-фазы, стандартные методики не позволяют однозначно разделить пики этих двух фаз. В то же время, отсутствие пика β -фазы говорит о том, что стабильная β переходит в метастабильную α '-фазу в результате бездиффузионного превращения из-за высоких скоростей охлаждения.

Таким образом, установлено, что режим P/V: 2000/30, обеспечивает производительность 0.8 кг/ч, при этом режиме удовлетворительные свойства могут быть достигнуты только при использовании последующей термической обработки, направленной на распад метастабильной α'-фазы и получение равновесной α+β структуры.

3.3 Выбор режимов термообработки образцов из титанового сплава ВТ6, изготовленных методом прямого лазерного выращивания.

3.3.1 Металлографические исследования микроструктуры образцов.

Исследованы выращенные образцы титанового сплава ВТ6 в состоянии после отжига на режимах, представленных в таблице 5.

На рисунке 33 представлена макроструктура образца в исходном состоянии (в поперечном сечении). На рисунке 34,35 представлено поперечное сечение образцов после термообработки на дорекристаллизационных температурах.



Рисунок 33 – Выращенный образец из титанового сплава ВТ6 в исходном состоянии (без термообработки)

Из фотографий видно, что до температуры 700 0 C (1 час) сохраняется ярко выраженная слоистость структуры (рис. 34 а-д). Выдержка 2 часа при температуре 700 0 C приводит к образованию новых полигональных зерен в области границ между слоями (предположительно именно в этих областях происходит наибольшая деформация первичного зерна). Таким образом наблюдается сдвиг температуры начала рекристаллизации. Это может быть связано с высокой степенью начальной деформации зерна из-за высоких внутренних напряжений (рисунок 34е).





Рисунок 34 – Макроструктура выращенных образцов после термообработки режим а) 600°С, 1 час б) 600°С, 2 часа в) 650°С, 1 час г) 650°С, 2 часа д) 700°С, 1 час е) 700°С, 2 часа



Рисунок 35 - - Макроструктура выращенных образцов после термообработки на режиме а) 750°C, 1 час б) 750°C, 2 часа в) 750°C, 4 часа

Как правило, для получения сплава в мягком относительно обрабатываемом состоянии его нагревают до 730 °С ниже температуры α+ β области, выдерживают в течении 4 часов в печи и затем печь охлаждают до 25 °С, такая термообработка называется термической обработкой для улучшения пластичности жаропрочных сплавов. При температуре 750 °С и выдержке 2 часа происходит начало процесса рекристаллизации, на границах между слоями образуются полигональные вторичные зерна (рисунок 35 б). При выдержке 4 часа происходит процесс рекристаллизации, пропадают границы между слоями. Новые зерна увеличиваются в размерах (рисунок 35 в).





Рисунок 36 - Макроструктура выращенных образцов после термообработки режим а) 800°C, 1 час б) 800°C, 2 часа в) 800°C, 4 часа

Выделение на границах между слоями вторичных зерен также при нагреве до 750-800[°]C и выдержке 2-4 часа (температура начала рекристаллизации также зависит от длительности выдержки, рисунок 36).

Кроме того, увеличение времени выдержки приводит к росту вторичных зерен. На границах зерна происходит выделение и рост вторичной α фазы.



Рисунок 37- - Макроструктура выращенных образцов после термообработки режим а) 850°С, 1 час б) 850°С, 2 часа в) 850°С, 4 час

С повышением температуры до 850°С происходит более интенсивный процесс рекристаллизации, образование новых равноосных зерен происходит не только на границах между слоями, но и внутри слоя (рисунок 37). Из деформированных зерен происходит рост вторичного недеформированного зерна. При увеличении выдержки вторичные зерна увеличиваются в размерах. Внутри зерна происходит изменение морфологии α-пластин.



Рисунок 38 - Макроструктура выращенных образцов после термообработки режим а) 900°C, 1 час б) 900°C, 2 часа в) 900°C, 4 часа



Рисунок 39 - Макроструктура выращенных образцов после термообработки режим а) 950°C, 1 час б) 950°C, 2 часа в) 1050°C, 2 часа

950[°]C Температура является границей окончания процесса рекристаллизации (для α+β титановых сплавов, полученных стандартными рассматриваемой технологиями). Ha температуре происходит полная рекристаллизация зерен и изменение морфологии α и β пластин внутри зерна (рисунок 39). Кроме того, из-за близости температуры полиморфного превращения происходит перекристаллизация перехода из-за OT низкотемпературной α к высокотемпературной β и обратно, при охлаждении на воздухе. Кроме всего пропадает анизотропия сплава. Отдельные зерна не просматриваются при металлографическом травлении.

Исходя из рассматриваемой макроструктуры выращенных образцов после термообработки наиболее оптимальной структурой обладают образцы, полученные на режимах 800 0 C с выдержкой 2 часа, 850 0 C с выдержкой 2 часа, 750 0 C с выдержкой 4 часа. На перечисленных режимах формируются равноосные зерна β -фазы.

Фазовый состав при традиционных способах обработки материала представляет собой полигональные зерна β-фазы, внутри которых располагаются под углом к границе зерна параллельные пакеты пластин αфазы. Также α-пластины могут формировать так называемую структуру «корзинчатого плетения». В процессе прямого лазерного выращивания из-за высоких скоростей охлаждения происходит трансформация β-фазы в метастабильную α'. α' При ЭТОМ пластины α И располагаются перпендикулярно (аналогично мартенситу в стали), также аналогично мартенситу в стали α' представляет пересыщенный твердый раствор Al в α-Ti элемента (рисунок 40).

элемента (рисунок 16).



Рисунок 40 - Микроструктура выращенных образцов после термообработки режим а) 600°С, 1 час б) 600°С, 2 часа в) 650°С, 1 час г) 650°С, 2 часа д) 700°С, 1 час е) 700°С, 2 часа

В процессе нагрева до 600 и 650° С и выдержке в течении 1,2 часа происходит только снятие остаточных напряжений (рисунок 40 а,б). Структура не меняется, морфология α/α ' пластин остается прежней, с характерным игольчатым строением. Об отсутствии перехода α ' в β также
свидетельствует высокая твердость образцов, соответствующая исходному состоянию. При достижении температуры 700^оС начинается распад метастабильной фазы и увеличение толщины пластин (рисунок 40 д,е). Также незначительно изменяется морфология, игольчатое строение сменяется пластинчатым (рис.40 д,е).



Рисунок 41 - Микроструктура выращенных образцов после термообработки на режиме а) 750°C, 1 час б) 750°C, 2 часа в) 750°C, 4 час

Выдержка в течении 1 часа при температуре 750 0 С приводит к распаду метастабильной фазы и формированию пластин α фазы (рисунок 41 а). При температуре 750 0 С с выдержкой в течении 2-4 часов начинается выделение вторичной α -фазы по границам зерна, иглы переходят в пластины (рисунок 41 б,в). Пластины увеличиваются в ширину при выдержке 4 часа. Предположительно, при этой температуре происходит переход неравновесных фаз в равновесные. Наблюдается сочетание длинных и коротких пластин,

расположенных как перпендикулярно друг другу, так и отдельными пакетами

параллельных пластин.



Рисунок 42- Микроструктура выращенных образцов после термообработки на режиме, а) 800°С, 1 час б) 800°С, 2 часа в) 800°С, 4 часа

При термообработке с температурой 800 ^оС в течении 1 часа происходит выделение вторичной α -фазы, метастабильная α ' фаза трансформируется в стабильную β (рисунок 42а). При более длительных выдержках происходит рост вторичных фаз. Пластины увеличиваются в ширину, количество вторичной α -фазы увеличивается (рисунок 42 б).



Рисунок 43 - Микроструктура выращенных образцов после термообработки на режиме а) 850°C, 1 час б) 850°C, 2 часа в) 850°C, 4 часа

При 850° С происходят изменения структуры схожие с изменениями при температуре 800° С. Происходит рост пластин и выделение вторичной α -фазы на границе β -зерна. Увеличение температуры приводит к увеличению размера структурных составляющих (рисунок 43).





Рисунок 44 - Микроструктура выращенных образцов после термообработки на режиме а) 900 °C, 1 час б) 900 °C, 2 часа в) 900 °C, 4 часа



Рисунок 45 - Микроструктура выращенных образцов после термообработки на режиме а) 950 0 C, 1 час б) 950 0 C, 2 часа в) 1050 0 C, 2 часа

При температуре 900 ^оС и выдержке 2-4 часа происходит частичная перекристаллизация и рост структурных составляющих (рисунок 44 б,в). Формируется структура корзинчатого плетения. При повышении выдержки и температуры далее происходит только рост зерна и пластин.

При температуре отжига 950 ^оС происходит перекристаллизация за счет полиморфного превращения, формируется структура типа «корзинчатого плетения». Ширина пластин увеличивается в сравнении с температурой отжига 850^оС.

Температура отжига выше температуры полиморфного превращения 1050 ^оС приводит к формированию параллельных колоний а-пластин, перпендикулярно расположенных границам зерен. Значительно К увеличивается размер зерна И пластин, происходит полная перекристаллизация (рисунок 45 в).

Исходя из микроструктурного анализа наиболее благоприятные режимы для термообработки: 750 ^оС в течении 4 часов, 800^оС в течении 1-2 часов, 900 в течении 1 часа. Такой выбор обусловлен отсутствием перекристаллизации и размерами структурных составляющих. Исходя из литературных источников, увеличение размера зерна и ширины пластин приводит к снижению механических свойств.

3.3.2 Механические свойства и измерение твердости

Измерение микротвердости подтверждает распад метастабильной α' начиная с температуры 700°С. Дальнейшее падание твердости при увеличении температуры и времени выдержки связано с ростом структурных составляющих (таблица 13, рисунок 46).

Таблица 13

Микротвердость, HV0,5											
Время								Исходное			
отжига ч		Температура отжига, С								состояние	
	600	650	700	750	800	850	900	950	1050		
1	408	400	374	359	344	341	343	328	-	400	
2	397	392	372	353	342	343	328	322	305		
4	-	-	-	360	340	333	323	-	-		

Микротвердость выращенных образцов после термообработки



Рисунок 46– График изменения микротвердости образцов в зависимости от температуры и времени выдержки

Повышение температуры термообработки приводит к снижению твердости образцов. Такая же картина наблюдается при увеличении времени выдержки.

Таблица 14

Down to	Предел	Предел	Относительное	
РЕЖИМ ТО	текучести, МПа	Предел прочности, МПа Относители удлинение 1100 8,27 1080 8,7 1055 12,2 1026 14,2 990,7 13 885 8 835-1080 12-16	удлинение, %	
700°С/ВО/2часа	1019	1100	8,27	
800°С/ВО/2часа	943	1080	8,7	
850°С/ВО/2часа	963	1055	12,2	
900°С/ВО/2часа	925	1026	14,2	
950°С/ВО/2часа	903,2	990,7	13	
Лист отожжен. ГОСТ 22178-76		885	8	
Плита отожжен				
(более 11 мм) ГОСТ		835-1080	12-16	
23755-79				

Механические свойства выращенных образцов



Рисунок 47 – Диаграмма для сравнения механических характеристик образцов после ПЛВ из ВТ6, полученных на различных режимах ТО

По результатам механических испытаний наилучшими свойствами обладает выращенный образец после термообработки на режиме 900°C/BO/2часа.

3.3.3 Исследование влияния атмосферы в печи в процессе термообработки на свойства образцов из титанового сплава ВТ6.

Как известно, титановые сплавы активно взаимодействуют с газами окружающей атмосферы при температуре выше 650-700 ^оС. При этом наиболее активное взаимодействие происходит между кислородом и титаном (скорость взаимодействия титана с кислородом в семь раз выше скорости взаимодействия с азотом). Согласно диаграмме состояния титан-кислород (рисунок 48) при взаимодействии титана с кислородом до 10% кислорода растворяется в α -титане, при концентрации свыше 10% кислорода происходит формирование химических соединений с различным стехиометрическим составом. При образовании оксидов и формировании твердого раствора титана с кислородом происходит повышение твердости.



Рисунок 48 – Диаграмма состояния Титан-Кислород [1]

В газонасыщенном слое выделяют альфированный и переходный слои. Альфированный слой отличается по структуре от основного металла повышенным содержанием α-фазы, что легко оценивается металлографическим анализом. Переходный слой в микроструктуре не отличается заметно от основного металла, но его наличие и глубину проникновения можно оценить по более высокой микротвердости по сравнению с основным металлом.

С повышением температуры и увеличением продолжительности выдержки толщина газонасыщенного слоя титана возрастает, особенно интенсивно >800 °C. Для того, чтобы оценить глубину альфированного слоя была измерена микротвердость на образцах с температурой термообработки выше 800°C. Кроме того, были получены образцы при термообработке в вакууме. Для этого образцы запаивались в вакуумные трубки и в таком состоянии выдерживались в печи при заданных температуре и времени выдержки.



Рисунок 49 – Альфированный слой выращенного образца после термообработки на режиме 800°С с выдержкой а) 1 час б) 2 часа в) 4 часа г) график изменения твердости от края в зависимости от режима





Рисунок 50 – Альфированный слой выращенного образца после термообработки на режиме 900°С с выдержкой а) 1 час б) 2 часа в) 4 часа г) график изменения твердости от края в зависимости от режима



Рисунок 51 – Изменение микротвердости, измеренной от поверхности образца в зависимости от температуры при температуре выдержки 4 часа.

Из рис. 49-51 видно, что величина альфированного слоя не превышает 200 мкм при максимальных температуре и времени выдержки. Эта величина меньше величины шероховатости. Таким образом, если в дальнейшем проводится дополнительная обработка для снятия шероховатости, то термообработку допускается производить на воздухе. В противном случае необходима аргоновая защита, или вакуумная печь. Выводы:

Исходя из проведенной работы требуемые свойства материала достигаются начиная с режима 700°С с выдержкой 2 часа, наиболее высокие механические характеристики обеспечиваются режимом с температурой 900 °С и выдержкой в течении 2 часов. Подробные режимы представлены в таблице 15 и на рис.51. Использование режима с температурой 700°С позволяет проводить термообработку изделия без дополнительной защитной атмосферы или вакуума. Использование режима с температурой 900°С обеспечивает максимальные механические характеристики титанового ступени образца. Рекомендуется проведение предварительной термообработки для снятия напряжений при температуре 600°С и выдержки 2 часа.

Таблица 15

Рекомендуемый режим термообработки выращенных изделий из титанового

то	Операция	Время выдержки, ч	Среда ТО	Температура нагрева, °С	Среда охлаждения	Условия охлаждения
1	Отжиг Отжиг	2	Воздух	600 700	Воздух	На воздухе
	Отжиг	2		600	До 600°С с	До 600°С с
2	Отжиг	2	Воздух*	900	печью, ниже 600°С на воздухе*	печью, ниже 600°С на воздухе*

* Защитная атмосфера может варьироваться в зависимости от требований к поверхности. В случае предусматриваемой постобработки поверхности допускается проведение термообработки на воздухе, так как величина альфированного слоя не превышает 0,2 мм. В противном случае, необходимо использование вакуумных печей или печей с возможностью защиты изделия

сплава ВТ6

аргоном. В этом случае изделие выдерживается в защитной атмосфере до температуры 600-650 °С и далее охлаждение происходит на воздухе.



Рисунок 51 – Рекомендуемые режим термообработки выращенных титановых

3.4. Исследование влияния термических циклов на структурно-фазовое состояние и свойства титанового сплава ВТ6 в процессе прямого лазерного выращивания

Экспериментально было показано, что варьирование параметров ПЛВ, таких как мощность, скорость, расход порошка, диаметр пятна, в интервалах, которые обеспечивают высокую производительность процесса выращивания из порошка титанового сплава ВТ6, не создает условия для формирование стабильной структуры и необходимого уровня свойств, соответствующего стандартным значениям для литья и прокатки. 3.4.1 Формирование структуры в образцах, полученных с разной стратегией заполнения.

Исследование макроструктуры, показывает, что при полном остывании валиков прослеживаются четкие границы слоев во всех направлениях (образец №1). Происходит рост зерна от образца №1 к образцу №3, т.е. минимальный размер зерна соответствует образцу с №1(с остыванием между валиками 15 секунд, рис.52а), тонкие вытянутые зерна прорастают через границы слоев под углом к боковой стенке, длина зерна составляет от 2 до 5 слоев. Максимальный размер зерна соответствует образцу №3 (рис.52в) со сканированием в поперечном направлении, зерна располагаются параллельно боковой стенке, иная картинка наблюдается только на последних слоях, где рост зерна происходит под небольшим углом к поверхности вершины, ширина зерна приближается составляет от 0,5b до 1b, где b это ширина валика, длина зерна лежит в промежутке от 4 слоев до 15. Такое формирование зерна в некоторых источниках связывают c тем. что частично расплавленные ИЛИ нерасплавленные частицы порошка, которые попадают в ванну расплава служат центрами кристаллизации и при формировании валика сверху валика будет более мелкое зерно, а в центре будут столбчатые вытянутые зерна, но в тот момент, когда мы наплавляем следующий валик в зоне перекрытия эти мелкие зерна переплавляются и рост зерна идет дальше от столбчатых зерен к последующему валику. Образец №2 соответствует промежуточному значению между рассмотренными вариантами (рис. 52б).



Рисунок 52– 3D структура образцов а) №1 b) №2 с) №3

На рисунке 53 а,в,д видно существенное изменение морфологии и размера зерна при изменении стратегии сканирования. Для образцов со стратегией №1 и №3 характерно формирование вытянутых столбчатых зерен. В образце №2 формируются равноосные зерные. Также на фото рис.53 б,г,е показана структура образцов в том же сечении, но после проведения ТО (900°С/ВО/2ч). В образце, полученном с использованием стратегии №1 показано значительное изменением структуры, по границам первичного βα-фазы, происходит выделение вторичной зерна а также распад метастабильных фаз. Слоистость становится менее выраженной, размер зерна увеличивается. В образце, полученном со сканированием №2 вероятнее всего в процессе ТО происходит равномерное распределение легирующих в следствии диффузии. Значительного изменения структуры не наблюдается. В образце со сканированием №3 также, как и в первом случае происходит выделение вторичных фаз по границам зерна, морфологи зерна не изменяется, но в процессе ТО происходит измельчение зерна за счет рекристаллизации.





Рисунок 53 – Структура образцов, полученных ПЛВ из ВТ6 с различным сканированием, поперечное сечение а) №1, х50 б) №1+ТО, х50 в) №2, х50 г) №2+ТО, х50 д) №2, х50 е) №3+ТО, х50

Анализ микроструктуры образцов показывает значительное изменение в зависимости от тепловой истории. В образце №1 наблюдается типичная мартенситная структура присущая титановому сплаву ВТ6, формирование такой структуры свидетельствует о наличии метастабильных α' - α'' -фаз и происходит при высоких скоростях охлаждения (более 25°С/с, согласно источникам) из β -области (выше 1000°С). Влияние α'' -фазы по сравнению с α' на свойства сплава как правило незначительно, поэтому эту метастабильную фазу отдельно не рассматривают. В образце №2 бета зерна разделены колониями α -пластин и пластинами обладающими различной степенью разориентировки. Зерна неправильной формы с сильно разветвлёнными границами. Тип структуры соответствует равновесному фазовому составу (α -фаза в виде пластин в α (β) превращенной матрице). Такая структура является характерной для ВТ6 в литом состоянии и в состоянии после термической

обработки, разница заключается в размерах зерна и пластин. Структура образца №3 схожа со структурой образца №2, но прослеживаются различия, связанные с образованием вторичной α-фазы, они имеют «пилообразный вид». Такая структура формируется при значительном перегреве и долгом времени нахождения сплава выше температуры полиморфного превращения.

После термообработки в образце №1 происходит переход от мартенситной структуры к пластинчатой. Происходит распад метастабильной фазы и формирование равновесной $\alpha+\beta$. В образце №2 происходит рост пластин α -фазы, а в образце №3 наблюдается равномерная пластинчатая структура.





Рисунок 54 – Структура образцов, полученных ПЛВ из ВТ6 с различным сканированием, поперечное сечение а) №1, х500 б) №1+ТО, х500 в) №2, х500 г) №2+ТО, х500 д) №3, х500 е) №3+ТО, х500

3.4.2 Рентгенофазовый анализ образцов, полученных методом ПЛВ со сканированием и без сканирования.

Рентгенограммы образцов на углах 34-45 град. показывают отличие углов отражения для образца №1 от других образцов. Видно, что форма пиков интенсивности изменяется относительно равномерного распределения, что свидетельствует о том, что на отражения от плоскостей ГПУ решётки ГПУ равновесной α-фазы накладываются отражения ОТ решётки неравновесной α'-фазы. Интенсивность отражения от плоскостей ОЦК решётки β-фазы в образце без сканирования относительно других пиков имеет слабо выраженный характер, что свидетельствует о том, что из-за высокой скорости охлаждения произошла трансформация большей части β-фазы в α'фазу. Пики в образцах №2, 3(со сканированием) соответствуют равновесному двухфазному α+β состоянию. При чем нужно отметить, что α-фаза в 12 условий зависимости OT охлаждения может расти по кристаллографическим направлениям, в соответствии с ЭТИМ В базе существует несколько карточек α-фазы (рис.55-57). Пик β-фазы наиболее выражен в образце, который был изготовлен с использованием сканирования в поперечном направлении, что может быть обусловлено увеличением времени нахождения сплава выше температуры полиморфного превращения

из-за аккумуляции тепла по причине постоянного нагрева от последующего валика, кроме того большое влияние оказывает размерный фактор. Исходя из металлографических исследований известно, что образец №3 из-за перегрева характеризуется наибольшим размером зерен β-фазы, что также отражено в форме пиков и в изменении полуширины.



Рисунок 55 – Рентгенограммы образцов углы съёмки 30-90 ° а) №1(без сканирования) б) №2(со сканированием в продольном направлении в) №3 (со сканированием в поперечном направлении)



Рисунок 56 - Рентгенограммы образцов углы съёмки 34-44° (основные №1(однонаправленные 15 пики) a) векторы, пауза cek) б) векторы №2(двунаправленные В продольном направлении) B) <u>№</u>3 (двунаправленные векторы в поперечном направлении)



Рисунок 57 - Изменение параметров кристаллической решётки титанового сплава ВТ6 после ПЛВ а) без термической обработки б) после термической обработки (900°, 2 часа)

3.4.3 Механические испытания образцов изготовленных различными способами заполнения.

В таблице 16 показаны результаты механических испытаний. Образцу №1, без сканирования, соответствует наименьшее значение относительного удлинение и наивысшие показатели предела текучести и предела прочности. Образец №2 (продольное сканирование) показал наивысшие результаты по относительному удлинению, соответствующие стандартным значениям для ВТ6. Для образца №3 также наблюдается провал по относительному удлинению, а также снижение пределов прочности и текучести.

В состоянии после термообработки механические характеристики примерно одинаковы для всех трёх образцов.

	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Микротвердость
1	1082	1135	5,3	385
1_TO	888	951	9,7	331
2	983	1047	10,3	347
2_TO	899	970	10,4	352
3	931	999	5,8	354
3_TO	895	958	10,0	341
Лист отожжен. ГОСТ 22178-76		885	8	
Плита отожжен (более 11 мм) ГОСТ 23755-79		835-1080	12-16	

Таблица 16 – Результаты механических испытаний





Заполнение толстых стенок с помощью сканирования в процессе прямого лазерного выращивания за счет изменения термических циклов путем подогрева от соседних слоев позволяет снизить скорость охлаждения и α' фазы уменьшает количество или вовсе позволяет избежать eë формирование. В то же время, как в случае с поперечным сканированием необходимо снижать время нахождения сплава выше температуры полиморфного превращения (980°C), чтобы избежать негативного влияния от значительного роста размера β-зерна. В образцах, полученных ПЛВ без сканирования с паузой между слоями наблюдается значительное количество неравновесной α'-фазы, что приводит к снижению пластичности сплава и повышению микротвердости.

3.4.4 Формирование структуры в образцах, полученных с разной паузой между нанесением валиков для случая стратегии заполнения однонаправленными векторами

Для того, чтобы определить степень влияния изменения времени ожидания между нанесением валиков проведен эксперимент с варьированием пауз. Такой подход также может позволить смоделировать термические циклы получения реальных крупногабаритных изделий.

Для этого были выращены образцы из титанового сплава ВТ6, параметры режима представлены в разделе 2 и аналогичны параметрам с использованием которых были выращены образцы из раздела 3.3.

1.1 в исходном состоянии после выращивания по схеме – валики наносятся последовательно, лазер выключается при переходе к соседнему валику (<u>пауза</u> <u>10 сек</u>)

1.2 в исходном состоянии после выращивания по схеме– валики наносятся последовательно, лазер выключается при переходе к соседнему валику (<u>пауза</u> <u>5 сек</u>)

1.3 в исходном состоянии после выращивания по схеме– валики наносятся последовательно, лазер выключается при переходе к соседнему валику (<u>пауза</u> <u>0 сек</u>) На рисунках 59-61 показаны данные, полученные по результатам моделирования термических циклов процесса прямого лазерного выращивания с разными паузами между однонаправленными векторами.

Время паузы между валиками при стратегии заполнения однонаправленными векторами имеет решающее влияние на температурное поле, при условии равенства длины сравниваемых образцов. Как видно на рис. 59, увеличение времени выдержки приводит к значительному снижению температуры между проходами.



Рисунок 59 - Термические циклы прямого лазерного выращивания 40-го слоя а) с паузой 0 с б) с паузой 10 с

Средняя температура валика снижается на 300 ° C с 540 ° C при увеличении паузы до 10 с. Валик подвергается многократному повторному нагреву от последующих проходов. Величина температуры повторного нагрева зависит от расстояния между интересующей точкой и осью вновь нанесенного валика. Как видно, высокая температура между проходами обеспечивает значительно более высокую температуру повторного нагрева. Таким образом, при отсутствии паузы (0 сек) пиковые значения повторного нагрева соответствуют 1550-990-790 ° C (рис. 59а), а в при времени паузы 10 секунд: 1390-760-525 ° C соответственно.

Анализ термических циклов показал значительное изменение скорости охлаждения с увеличением расстояния от подложки (рис. 60). Скорость охлаждения валиков первого слоя практически не зависит от паузы между соседними валиками. Это объясняется значительным отводом тепла в холодную подложку, что препятствует его накоплению. В этом случае исходная микроструктура наплавленного слоя должна содержать мартенсит, согласно [25]. По мере удаления от подложки эффект паузы между соседними валиками становится более заметным. Скорость охлаждения 40-го слоя, нанесенного без паузы (0 сек), в 1,7 раза ниже, чем для первого слоя.



Рисунок 60 – а) время пребывания материала при температуре Т б) дилатометрические кривые

Из рисунка видно, что дополнительный нагрев слоев течении 10 сек на заданное время Т не приводит к фазовым превращениям до Т≤950°С, при условии, что исходная структура является неравновесной мартенситной. При температуре 950 °С происходит начало фазового превращения, которое за 10 секунд не успевает завершиться.





Рисунок 61 – Скорость охлаждения титанового сплава ВТ6 в зависимости от паузы между однонаправленными векторами, рассчитанная от температуры выше температурного превращения до конечной температуры Т

Уменьшение времени ожидания между валиками приводит к изменению структуры от мартенситной к пластинчатой. В образце с минимальной паузой между проходами формируются равновесная структура состоящие из β -зерен внутри которых по различными углами расположены колонии α-пластин и отдельные пластины с различной ориентировкой, α-фаза также располагается по границам β-зерна. В образцах с паузами 5 и 10 секунд наблюдается неравновесная мартенситная структура, тонкие иглы, расположенные под углом 90 градусов. При чем при паузе 5 секунд иглы мартенсита длиннее. Такое формирование структуры объясняется изменением скорости охлаждения в интервалах 20-410°C/с. Согласно термокинетическим диаграмм представленным в [24,25] в указанном диапазоне скоростей происходит метастабильных частичное формирование фаз. Однако необходимо сопоставление данных уже существующих ТКД с данными, которое могут быть получены для материала полученного методом ПЛВ. Для этого будет проводится построение ТКД образцов для полученных В данном исследовании.



Рисунок 62 - Структура образцов, полученных ПЛВ из ВТ6 с различным временем ожидания между валиками а) 1.3 (0сек), х50 б) 1.4 (0сек), х500 в) 1.5 (5сек), х50 г) 1.3 (5сек), х500 д) 1.4 (10 сек), х50 е) 1.5 (10 сек), х500

На рисунке 64 показано изменение микротвердости в зависимости от времени ожидания между проходами.



Рисунок 63 – Изображения со сканирующего электронного микроскопа, x4000 a) время ожидания 0 сек б) время ожидания 5 сек в) время ожидания 10

сек



Рисунок 64 – Зависимость микротвердости от времени ожидания между

проходами в процессе прямого лазерного выращивания

Механические испытания и результаты измерения микротведости также свидетельствуют о том, что при отсутствии паузы между проходами формируется равновесная структура, которая характеризуются значением относительного удлинения выше 10%. Предел прочности превышает установленные стандартами ГОСТ 23755-79, ГОСТ 22178-76 для сплава ВТ6 в различном состоянии, что может быть связано с меньшим размером структурных составляющих.

Таблица 17 – Механические свойства образцов, полученных технологией прямого лазерного выращивания из порошка ВТ6 с различным временем ожидания между проходами

Образец	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Отн. Удл, %	Пауза
1.3	1199	1140	4,8	10
1.4	1140	1070	6,2	5
1.5	1114	1097	12,5	0
Лист отожжен. ГОСТ 22178-76	885	-	8	-
Плита отожжен (более 11 мм) ГОСТ 23755-79	835-1080	-	12-16	-

Твердость увеличивается с увеличением паузы, для 5 и 10 сек увеличение незначительно. В тоже время, относительное удлинение снижается с повышением паузы, что вероятнее всего в обоих случаях связано с изменением количества метастабильной α '-фазы. Пластичность почти в два раза повышается при изменении термического цикла, которое вызвано снижением времени ожидания между нанесением соседних валиков (т.е. подогрев предыдущего валика происходит быстрее и материал не успевает остыть до 400 °C с высокой скоростью).

Выводы

Из проведенных экспериментальных исследований по варьированию пауз видно, что изменение времени ожидания между нанесением соседних слоев в значительной степени влияет на количество метастабильной фазы, а уменьшение времени на 5 секунд практически в два раза повышает пластичность сплава и приводит к формированию равновесной структуры за счет дополнительного подогрева соседних слоев и снижения скорости охлаждения.

поперечным сканированием, зернистая структура присуща образцам с продольным сканированием, при чем направление текстурирования совпадает с направлением роста образца

β-волокна Предполагается, ЧТО развитие текстуры В образцах без сканирования по направлению сборки в объемных сечениях, связано с низким углом наклона фронта кристаллизации из-за сильно вытянутой формы движущейся ванны расплава, что вызвано высокими градиентами. В образцах со сканированием из-за этого циклического изменения в направлении растра зерна, преимущественно ориентированные ближе К максимальному тепловому градиенту на поверхности ванны расплава.

Заключение.

В ходе проведения исследовательской работы были установлены основные параметры исходных титановых порошков ВТ6, которые в большей степени влияют на структуру и свойство конечных образцов, получаемых методом прямого лазерного выращивания.

Определены параметры режимов, которые позволяют получать изделия без дефектов в виде несплавлений, и в то же время обеспечивают высокую производительность процесса выращивания, что является важным условием при получении крупногабаритных изделий. Также было показано, что использование высокопроизводительных режимов (скорость осаждения выше 0,8кг/ч), из-за высоких скоростей охлаждения формируется неравновесная α'фаза, которая в значительной степени снижает пластичность материала и приводит к преждевременному разрушению материала.

Подобран оптимальный режимы термической обработки (температура выдержки 900°С, время выдержки 2 часа), который позволяет получить равновесную структура α+β в выращенном сплаве ВТ6, за счет распада метастабильной мартенситной фазы. Исследована возможность проведения термообработки титанового сплава в воздушной атмосфере печи и показано, что при определенных условиях допускается воздушная среда для ТО сплава ВТ6.

Было показано, что сканирование лучом в продольном направлении образца в процессе выращивания позволяет в значительной степени снизить содержание метастабильных фаз и уменьшить выраженность текстуры в направлении выращивания, что подтверждается ренгенофазовыми и EBSD анализом. В тоже время, сканирование в поперечном направлении приводит к значительному росту зерна из-за перегрева в β-области (выше температуры полиморфного превращения).

Таким образом, установлено, что управление структурно-фазовым составом в интервале параметров технологического режима, которые обеспечивают высокую производительность процесса, возможно с помощью изменения стратегии заполнения на сканирование лазерным лучом в различных направления или с помощью проведения термической обработки (температура 900°C, выдержка 2 часа).

Моделирование термических циклов и расчет скоростей охлаждения показало значительную разницу при изменении стратегии заполнения слоя. Скорость охлаждения до 200°С/с к формированию равновесной структуры с небольшим содержанием α' фазы, что благоприятно сказывается на механических свойствах, повышая пластичность титанового сплава ВТ6 в процессе прямого лазерного выращивания.

Список использованной литературы:

1. Г.И. Каприн Титановые сплавы в машиностроении Л. «Машиностроение», 1977

2. Influence of position and laser power on thermal history and microstructure of direct laser fabricated Ti–6Al–4V samples L. Qian, J. Mei, J. Liang & X. Wu // Materials Science and Technology Volume 21, 2005 - Issue 5

 Material Properties of Ti6Al4 V Parts Produced by Laser Metal Deposition JunYu Marleen Rombouts GertMaes Filip Motmans// Physics Procedia Volume 39, 2012, Pages 416-424

4. T. Vilaro, C. Colin J. D. Bartout Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, Volume 42, Issue 10, pp 3190–3199 As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of the TI-6AL-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting

5. N.Biswas J.L.Ding V.K.Balla D.P.Field A. Bandyopadhyay Deformation and fracture behavior of laser processed dense and porous TI-6AL-4V alloy under static and dynamic loading // Materials Science and Engineering: A Volume 549, 15 July 2012, Pages 213-221

6. Peng-Hui Lia Wei-Guo Guoa Wei-Dong Huang YuSuc XinLin Kang-Bo Thermomechanical response of 3D laser-deposited Ti–6Al–4V alloy over a wide range of strain rates and temperatures // Materials Science and Engineering: A Volume 647, 28 October 2015, Pages 34-4

7. Klimova-Korsmik, O.G., Turichin, G.A., Shalnova, S.A., Gushchina, M.O., Cheverikin, V.V. Structure and properties of TI-6AL-4V titanium alloy products obtained by direct laser deposition and subsequent heat treatment Journal of Physics: Conference Series

 A.M Vildanov, Konstantin Babkin, E.V. Alekseeva Macro defects in direct laser deposition process//Materials today: proceedings, DOI: 10.1016/j.matpr.2020.01.041 9. Galina Kasperovich Joachim Hausmann Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting// Journal of Materials Processing Technology Volume 220, June 2015, Pages 202-214

10. H.K. Rafi, N.V. Karthik, Haijun Gong, Thomas L. Starr, and Brent E. Stucke Microstructures and Mechanical Properties of TI-6AL-4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron // Journal of Materials Engineering and Performance December 2013, Volume 22, Issue 12, pp 3872–3883,

 T. Vilaro, C. ColinJ. D. Bartout Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, Volume 42, Issue 10, pp 3190–3199

12. As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of the TI-6AL-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting, Charlotte de Formanoir Sébastien Michotte, Olivier Rigo, Lionel Germain, Stéphane Godet Electron beam melted Ti–6Al–4V: Microstructure, texture and mechanical behavior of the as-built and heat-treated material// Materials Science & Engineering A 652 (2016) 105–119

13. Effects of Defects in Laser Additive Manufactured TI-6AL-4V on Fatigue Properties Eric Wyciska Andreas Solbach Shafaqat Siddique Dirk Herzog Frank Walther Claus Emmelmanna// Physics Procedia Volume 56, 2014, Pages 371-378

14. Li D.H.Warner A.Fatemi N.Phan Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti–6Al–4V and perspective for future research // International Journal of Fatigue Volume 85, April 2016, Pages 130-143 15. M. Resch. Alexander F. H. Kaplan, Dieter Schuoecker Laser-assisted

15. M. Resch, Alexander F. H. Kaplan, Dieter Schuoecker Laser-assisted generating of threedimensional parts by the blown powder process PROCEEDINGS OF SPIE

16. Yuwei Zhai Haize Galarraga Diana A.Lados Microstructure, static properties, and fatigue crack growth mechanisms in TI-6AL-4V fabricated by additive manufacturing: LENS and EBM Engineering Failure Analysis Volume 69, November 2016, Pages 3-14

17. Rasheedat M. Mahamood* and Esther T. Akinlabi. Effect of Laser Power on Surface Finish during Laser Metal Deposition Process // Proceedings of the World

Congress on Engineering and Computer Science 2014 Vol II WCECS 2014, 22-24 2014, San Francisco, USA

18. Process Analysis of Laser Beam Cladding A. F. H. Kaplan, Head of the Group on European Projects and G. Groboth, Head of the Group on Materials Technology Journal of Manufacturing Science and Engineering | Volume 123 | Issue 4 | TECHNICAL PAPERS

19. J. Mazumder D.Dutta N.Kikuchi A.Ghosh Closed loop direct metal deposition: art to part Optics and Lasers in Engineering Volume 34, Issues 4–6, October 2000, Pages 397-414

20. Additive Manufacturing for Aerospace Flight Applications A. A. Shapiro, J.P. Borgonia, Q. N. Chen, R. P. Dillon, B. McEnerney, R. Polit-Casillas, and L.Soloway Additive Manufacturing for Aerospace Flight Applications

21. Precision Finishing of Bevel Gears by Electrochemical Honing J. H. Shaikh ,
N. K. Jain & V. C. Venkatesh // Materials and Manufacturing Processes Volume
28, 2013 - Issue 10

22. G. Vastol, G. Zhang, Q.X. Pei , Y.-W. Zhang Controlling of residual stress in additive manufacturing of TI-6AL-4V by finite element modeling Additive Manufacturing 12 (2016) 231–239

23. Yang Liu1, Yongqiang Yang & Di Wang A study on the residual stress during selective laser melting (SLM) of metallic powder Int J Adv Manuf Technol (2016)
87:647–656

24. Dipankar Banerjee, J.C. Williams Perspectives on Titanium Science and Technology // Acta Materialia 61 (2013) 844–879

25. Antonino DucatoLivan FratiniMarco La CasciaGiuseppe Mazzola An Automated Visual Inspection System for the Classification of the Phases of TI-6AL-4V Titanium Alloy International Conference on Computer Analysis of Images and Patterns CAIP 2013: Computer Analysis of Images and Patterns pp 362-369

26. T. Ahmed, H. J. Rack Phase transformations during cooling in a+b titanium alloys // Materials Science and Engineering A243 (1998) 206–211]

27. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of TI-6AL-4V / L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J.V. Humbeeck, J.P. Kruth. – Acta Mater. 58 (2010) 3303–3312.6.

28. Additive manufacturing of TI-6AL-4V components by shaped metal deposition: microstructure and mechanical properties / B. Baufeld, O.V.D. Biest, R. Gault. – Mater. Des. 31 (2010) S106–S111.

29. Anisotropic tensile behavior of TI-6AL-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing / B.E. Carroll, T.A. Palmer, A.M. Beese. – Acta. Mater. 87 (2015) 309–320.

Microstructures of laser-deposited Ti–6Al–4V / Xinhua Wu, Jing Liang, Junfa Mei, C. Mitchell, P.S. Goodwin, W. Voice. – Materials and Design 25 (2004) 137–144

31. Lore Thijs, Frederik Verhaeghe, Tom Craeghs, Jan Van Humbeeck, Jean-Pierre Kruth /A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V/ Acta Materialia 58 (2010) 3303–3312

32. Murr LE, Quinones SA, Gaytan SM, Lopez MI, Rodela A, Martinez EY, et al. J Mech Behav.][Biomed Mater 2009;2(1):20–32.

33. Boyer RW, Collings GEW. Materials properties handbook: titanium alloys.Materials Park (OH): ASM International; 1994.

34. J. Yu,M. Rombouts, G.Maes, F.Motmans, Material properties of TI-6AL-4V parts produced by laser metal deposition, Phys. Procedia 39 (2012) 416–42

35. Lütjering, G., Williams, J.C., 2007. Titanium, 2nd ed. Springer, Berlin.

36. Cepeda-Jiménez, C. M., Potenza, F., Magalini, E., Luchin, V., Molinari, A., & Pérez-Prado, M. T. Effect of energy density on the microstructure and texture evolution of TI-6AL-4V manufactured by laser powder bed fusion. Materials Characterization, 2020

37. F.X. Gil Mur, D. Rodr/guez, J.A. Planell Influence of tempering temperature and time on the deposited Ti-6A1-4V martensite Journal of Alloys and Compounds 234 (1996) 287-289

38. T. Ahmed, H. J. Rack Phase transformations during cooling in a+b titanium alloys // Materials Science and Engineering A243 (1998) 206–211

39. Jun Yu Marleen Rombouts Gert Maes Filip Motmans Material Properties of
Ti6Al4 V Parts Produced by Laser Metal Deposition// Physics Procedia 39 (2012)
416 – 424

40. Kyung-Min Hong, Yung C. Shin Analysis of microstructure and mechanical properties change in laser welding of TI-6AL-4V with a multiphysics prediction model Journal of Materials Processing Technology 237 (2016) 420–429

41. J. D. Hahn, Y. C. Shin & M. J. M. Krane Laser transformation hardening of Ti–6Al–4V in solid state with accompanying kinetic model Surface Engineering, 23:2, 78-82

42. T. Wang Y.Y. Zhu S.Q. Zhang H.B.Tang H.M.Wang Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing Journal of Alloys and Compounds Volume 632, 25 May 2015, Pages 505-513

43. Xinhu Wua Jing Liang Junf Mei C.Mitchell P.S.Goodwin W.Voice Microstructures of laser-deposited Ti–6Al–4V 5, Materials & Design Volume 25, Issue 2, April 2004, Pages 137-144 ;

44. Waspaloy R.J. Moat , A.J. Pinkerton, L. Li , P.J. Withers, M. Preuss Crystallographic texture and microstructure of pulsed diode laser-deposited// Acta Materialia 57 (2009) 1220–1229; 142–144

45. S.S. AL-BERMANI, M.L. BLACKMORE, W. ZHANG, and I. TODD The Origin of Microstructural Diversity, Texture, and Mechanical Properties in Electron Beam Melted TI-6AL-4V // The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2010

46. A.A. Antonysamy, J. Meyer, P.B. Prangnell, Effect of build geometry on the β -grain structure and texture in additive manufacture of Ti\6Al\4V by selective electron beam melting// MATERIALS CHARACTERIZATION 84 (2013) 153 – 168

47. L.Parry, I.A.Ashcroft, R.D.Wildman Understanding the effect of laser scan strategy on residual stress in selective laser melting through thermo-mechanical simulation // Additive Manufacturing 12 (2016) 1–15

48. Beth E. Carroll, Todd A.Palmera, Allison M.Beese, Anisotropic tensile behavior of Ti–6Al–4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing // Acta Materialia Volume 87, 1 April 2015, Pages 309-320 49. He Weiwei Jia Wenpeng Liu Haiyan Tang Huiping Kang Xinting Huang Yu Research on Preheating of Titanium Alloy Powder in Electron Beam Melting Technology // Rare Metal Materials and Engineering Volume 40, Issue 12, December 2011, Pages 2072-2075

50. Victor Chastand, Philippe Quaegebeur, Wilson Maia, Eric Charkaluk Comparative study of fatigue properties of TI-6AL-4V specimens built by electron beam melting (EBM) and selective laser melting (SLM)// Materials Characterization Volume 143, September 2018, Pages 76-81

51. Yuwei Zhai, Haize Galarraga, Diana A. Lados Microstructure, static properties, and fatigue crack growth mechanisms in TI-6AL-4V fabricated by additive manufacturing: LENS and EBM // Engineering Failure Analysis 69 (2016) 3–14

52. Haize Galarraga, Robert J. Warren, Diana A. Lados, Ryan R. Dehoff, Michael M. Kirka, Peeyush Nandwana Effects of heat treatments on microstructure and properties of TI-6AL-4VELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM)// Materials Science & Engineering A 685 (2017) 417–428

53. Jingjing Yang, Hanchen Yu, Jie Yin, Ming Gao, Zemin Wang, Xiaoyan Zeng Formation and control of martensite in TI-6AL-4V alloy produced by selective laser melting// Materials and Design 108 (2016) 308–318

54. Shun Guo, Qingkun Meng, Guangyue Liao, Liang Hu, Xinqing Zhaon Microstructural evolution and mechanical behavior of metastable β -type Ti–25Nb–2Mo–4Sn alloy with high strength and low modulus// Progress in Natural Science: Materials International 2013;23(2):174–182
55. Charlotte de Formanoir Sébastien Michotte, Olivier Rigo, Lionel Germain, Stéphane Godet Electron beam melted Ti–6Al–4V: Microstructure, texture and mechanical behavior of the as-built and heat-treated material// Materials Science & Engineering A 652 (2016) 105–119

56. X. LI, J. XIE, Y. ZHOU Effects of oxygen contamination in the argon shielding gas in laser welding of commercially pure titanium thin sheet // JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 4 0 (2 005) 3437 – 3443

57. Hans Conrad Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium// Progress in Materials Science Volume 26, Issues 2–4, 1981, Pages 123-403

58. A. A. Shanyavskiy Very-High-Cycle-Fatigue of in-service air-engine blades, compressor and turbine// Science China Physics, Mechanics and Astronomy January 2014, Volume 57, Issue 1, pp 19–29

59. S. Beretta, S. Romano A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes//International Journal of Fatigue 94 (2017) 178–191

60. Frederick Lia, Joshua Z.Park, Jayme S.Keist Sanjay Joshi, Richard P.Martukanitz Thermal and microstructural analysis of laser-based directed energy deposition for TI-6AL-4V and Inconel 625 deposits Materials Science and Engineering: A Volume 717, 21 February 2018, Pages 1-10

61. Role of geometry on properties of additively manufactured TI-6AL-4V structures fabricated using laser based directed energy deposition

62. S.A. Shalnova, O.G. Klimova-Korsmik, G.A. Turichin, M. Gushchina Effect of process parameters on quality of TI-6AL-4V multi-layer single pass wall during direct laser deposition with beam oscillation;

63. Vildanov, A.M., Babkin, K.D., Zemlyakov, E.V., Gushchina, M.O. The effects of beam oscillation on the quality of laser deposited metal parts Journal of Physics: Conference Series Volume 1109, Issue 1, 22 November 2018,

64. Turichin G.A, Somonov V.V, Babkin KD, Zemlyakov EV, Klimova OG. High-Speed Direct Laser Deposition: Technology, Equipment and Materials.

Equipment and Materials. 2016 Apr;125(1):012009.DOI: 10.1088/1757-899X/125/1/012009

65. Lars-Erik Lindgren, Andreas Lundback, Approaches in computational welding mechanics applied to additive manufacturing: Review and outlook, Comptes Rendus Mecanique, Volume 346, Issue 11, 2018, Pages 1033-1042,

66. T. Debroy, H. L. Wei, J. S. Zuback, T. Mukherjee, J. W. Elmer, J. O. Milewski, Allison Michelle Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang, Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties, Progress in Materials Science, 92 (2018) 112-224

67. Mills KC. Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys, Cambridge: Woodhead Publishing; 2002

68. Kwon H, Baek WK, Kim MS, ShinWS, Yoh JJ. Temperature-dependent absorptance of painted aluminum, stainless steel 304, and titanium for 1.07 lm and 10.6 lm laser beams. Opt. Lasers Eng. 2012; 50:114–121

69. Thermo-Mechanical Modeling of Additive Manufacturing 1st Edition. Gouge M, Michaleris P, editors. Butterworth-Heinemann; 2017. p. 294.

70. ASTM B988-13