

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

**«БЕЛГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

(Н И У « Б е л Г У »)

ИНСТИТУТ ИНЖЕНЕРНЫХ И ЦИФРОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

КАФЕДРА МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ
НАПЛАВКЕ ЭЛЕКТРО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ**

Выпускная квалификационная работа

обучающегося по направлению подготовки

28.03.03 Наноматериалы

очной формы обучения,

группы 12001517

Ким Константина Абдулакимовича

Научный руководитель
к.ф.-м.н., с.н.с.
Вершинина Т.Н.

БЕЛГОРОД 2019

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
РАЗДЕЛ 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ.....	6
1.1 Аддитивное производство.....	6
1.2 Виды аддитивного производства	9
1.2.1 Прямое лазерное спекание металлов	9
1.2.2 Селективное лазерное спекание	10
1.2.3 Проволочно-дуговое аддитивное производство	11
1.2.4 Дуговая сварка плавящимся электродом в среде инертного газа	12
1.2.5 Холодный перенос металла	14
1.2.6 Плазменная дуговая сварка.....	15
1.2.7. Электронно-лучевая плавка металлической проволоки	16
1.3 Титан и сплавы на его основе	17
1.4 Виды превращения в титановых сплавах	21
РАЗДЕЛ 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	28
2.1 Материал исследования.....	28
2.2 Методика подготовки образцов.....	30
2.3 Определение среднего размера структурного элемента по методу случайных секущих.....	31
2.4 Растровая электронная микроскопия.....	32
2.6 Испытания на растяжение.....	37
РАЗДЕЛ 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	38
3.1 Исследование влияния ультразвукового воздействия на микроструктуру стенки из титанового сплава ВТ6, наплавленного по технологии WAAM.	38

3.3 Испытания на растяжение.....	41
3.3 Образец сплава Ti6Al4V полученный с использованием WAAM технологии (GEFERTEC)	47
ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТЬ.....	56
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	57
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	58

ВВЕДЕНИЕ

Титан и сплавы на его основе имеют широкое применение в различных областях промышленности, благодаря сбалансированному диапазону свойств: коррозионная стойкость, достаточная пластичность, значительная прочность при комнатной температуре, а также способность сохранения этих свойств в работе при высоких температурах им нашлось применение в аэрокосмической, автомобильной промышленности, а также изготовления имплантов. Существует несколько видов титановых сплавов, в данной работе исследуемым сплавом является $\alpha+\beta$ -титановый сплав ВТ6 и его зарубежный аналог Ti-6Al-4V компании Gefertec (Германия). Смесь из α - и β -стабилизирующих элементов свойства данного сплава дает возможность термической обработки, при помощи которой регулируется микроструктура и характер выделений β -фазы, влияющих на механические свойства.

Формирование микроструктуры $\alpha+\beta$ -титановых сплавов в общем случае зависит от природы и состава сплава и контролируется в процессе термических обработок, последние зачастую имеют ряд недостатков такие как значительные денежные затраты, большой расход материала, а также непригодность в производстве деталей сложных форм. В настоящее время одним из способов их решения являются аддитивные технологии. Аддитивные технологии позволяют решить недостатки традиционных методов, к примеру, соотношение количества израсходованного материала к готовой детали методами АП составляет 1:1[1], тогда как при изготовлении аналогичных деталей из листовых заготовок, получаемых резкой с последующей сваркой, этот показатель составляет 4:9[1]. При этом механические свойства получаемых деталей близки, а иногда по некоторым показателям превосходят полученные традиционными способами аналоги. Кроме того, процесс аддитивного производства дает возможность кастомизации изделия и регулирования микроструктуры образцов.

В настоящей работе проводится исследование влияния условий наплавки, проводимой с использованием метода проволочно-дугового аддитивного производства, на микроструктуру образцов титанового сплава ВТ6, а также сравнительный анализ полученных образцов с материалом из сплава Ti6Al4V, произведенным на оборудовании компании Gefertec (Германия).

РАЗДЕЛ 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

1.1 Аддитивное производство

Аддитивное производство в настоящее время является это перспективной технологией кастомизированного, а также серийного производства деталей сложной формы по заданной трехмерной компьютерной модели, посредством последовательного нанесения материала, как правило, послойно. Данный метод создания деталей позволяет значительно сократить расходы на материалы, а также обеспечить возможность изготовления деталей минуя процессы механических и термомеханических обработок, таких как резание, прокатка, сварка и т.д., которые в большинстве случаев являются дорогостоящими. Кроме того, это преимущество может дать возможность избежать дополнительных затрат на устранение дефектов, которые образуются после вышеперечисленных процессов обработки материалов, что, как следствие, позволяет упростить, а также удешевить производство деталей и компонентов.

В настоящее время аддитивное производство рассматривается как перспективное направление для промышленности. Детали проектируются в компьютерной программе, которая создает 3D-модель, виртуально нарезанную на тонкие слои, которые передаются системе аддитивного производства, для получения конечного изделия. Технологии аддитивного производства характеризуются высокой гибкостью, позволяющей осуществлять быстрое производство продукции и запасных частей со сложной геометрической формой, которые не могут быть изготовлены посредством традиционных технологий, или требуются лишь в небольших количествах. К примеру изделия, имеющие сложную конфигурацию (требование наличия внутренних каналов охлаждения в детали). Кроме того, одним из преимуществ данной технологии является ее мобильность, т.е. изготовленная компьютерная модель может быть передана в любую точку мира, где также находится АП-система, что позволяет организовать локальное производство в мировых масштабах. Также, технологий АП

позволяет обеспечить близость получаемых форм изделия к заданной, что в свою очередь сокращает расходы материала с отходами производства. Ниже приведены преимущества аддитивного производства:

1. отсутствие необходимости в специализированной инструментальной оснастке сокращают стоимость и сроки запуска изделия в производство
2. возможность производства деталей сложных форм за меньшее время в сравнении с традиционными методами, и меньшей стоимостью, что также относится к исключению необходимости использования дополнительного оборудования;
3. экономическая целесообразность мелкосерийного производства;
4. экономическая целесообразность производства продукции со сложной геометрической формы;
5. сокращение потерь и отходов производства[2];

Аддитивные технологии в настоящее время находятся только на стадии зарождения и поэтому имеют ряд недостатков и препятствий по их внедрению, основными из которых являются:

1. ограниченный выбор материала, из-за несовместимости металлов и сплавов при их послойном наплавлении.
2. детали, изготавливаемые методами аддитивного производства могут проявлять анизотропию свойств, что в целом является негативным аспектом при эксплуатации.
3. недостаточная точность изготовления некоторых видов аддитивного производства и развитая поверхность деталей, что в свою очередь может привести к необходимости применения механической или электро-химической обработки, что в следствии, повысит стоимость.
4. высокая стоимость исходного сырья и обслуживания. Материалы для аддитивного производства требуют специального формата материала, которые могут стоить значительно дороже традиционных (листы, профили и т.д.).

5. скорость изготовления. На данный момент аддитивное производство не адаптировано для многосерийного производства, а ограничено мелкосерийным производством.

6. закрытая архитектура большинства установок, что не позволяет исследователям и технологам варьировать условия обработки.

7. некоторые виды аддитивного производства, к примеру, EBSM (Electron Beam Selective Melting) требуют наличие высокого вакуума или защитной атмосферы

8. отсутствие стандартов. В связи с относительно недавним зарождением интереса к данной технологии, в настоящее время не существует стандартов для процессов аддитивного производства.

Технологии аддитивного производства на данный момент применяются в различных областях, таких как авиастроение, машиностроение, биомедицина и т.д. Сейчас АП технологии используются главным образом в производстве недорогостоящих прототипов и макетов, однако перспективой в будущем является их внедрение в производство более ответственных компонентов, а также адаптирование технологий для многосерийного производства. Аддитивное производство благодаря своим преимуществам и при устранении содержащихся в ней недостатков имеет потенциал стать одной из ведущих технологий производства в будущем.

1.2 Виды аддитивного производства

По способам послойного наплавления в процессе производства, выделяют следующие виды аддитивных технологий:

1.2.1 Прямое лазерное спекание металлов

Прямое лазерное спекание металлов (DMLS – direct metal laser sintering). Особенность такого метода – это высокое разрешение печати (до 20 мкм). При сравнении, разрешение печати у бытовых принтеров достигает 100 мкм. Помимо этого, процесс печати не требует опоры для нависающих деталей конструкции благодаря тому что, незадействованный порошок остается на рабочей площадке, что дает всем слоям, за исключением первого готовую опорную поверхность [3].

Нагревательными элементами для спекания являются оптоволоконные лазеры мощностью 200 Вт. Для достижения более высокой производительности используются лазеры с повышенной скоростью лазерного луча.

Преимущества и недостатки DMLS.

Преимущества метода:

1. можно печатать предметы любой геометрической сложности;
2. если сравнивать с литьевым методом, то при DMLS предметы получаются легче;
3. высокая прочность изготавливаемых предметов;
4. дешевизна печати;
5. безотходное производство [3].

Недостатки метода:

1. по сравнению с аналогичными методами скорость печати ниже;
2. ограниченное количество 3D-принтеров, которые его поддерживают.

Технологию прямого лазерного спекания металлов применяется в изготовлении объектов небольшого и среднего размера для стоматологии, медицины, аэрокосмической отрасли. Очень удобно использовать метод для

быстрого прототипирования, производства небольших партий товаров или изделий сложной геометрической формы [4].

1.2.2 Селективное лазерное спекание

Процесс селективного лазерного спекания (SLM – selective laser melting) был разработан в связи с необходимостью производства плотных цельных объектов со сложной геометрией, с механическими свойствами, не уступающими литым или кованым изделиям, во избежание длительных циклов обработки. Данная технология является аналогом лазерного спекания металлов. Принцип работы заключается в избирательном плавлении порошка в зоне пятна лазерного луча, что должно приводить к полной плавке материала и образования его контакта с предыдущим слоем [5].

Исследования [6] показали, что прочность деталей, полученных методом SLM, главным образом зависит от способа обработки порошкового материала при помощи лазерного луча.

Выделяют четыре способа формирования нового слоя. В первом случае треки с материалом располагаются на расстоянии близком друг к другу, равному диаметру лазерного луча. Во втором – расстояние между треками меньше и это приводит к пористости образцов и, как следствие, к невысоким механическим свойствам деталей. При третьей стратегии обрабатывание при помощи лазерного луча происходит в два приема – вначале осуществляется обработка слоя материала с шагом переплавленного трека, далее следует проход лазерного луча между уже переплавленными треками, таким образом, сплавляя два соседних трека. Особенность четвертого способа состоит в сканировании слоя, перпендикулярно направлению предыдущего слоя. Данный способ позволяет уменьшить вероятность возникновения волновой структуры изделия. От выбора способа воздействия на исходный материал зависят механические свойства материалов, пористость образцов и время изготовления детали [7].

В описываемой технологии, как и в методе SLS, возможно создание нескольких деталей одновременно, при этом, производство является почти безотходным [5].

1.2.3 Проволочно-дуговое аддитивное производство

Проволочно-дуговое аддитивное производство (WAAM – wire + arc additive manufacturing) – это метод аддитивного производства, заключающийся в использовании дуговой сварки для сплавления металлической проволоки. WAAM является более развитым и сложно-контролируемым процессом наплавки металла плавящимся электродом [8]. Наплавка металла – процесс, при котором присадочный металл переносится с электродной проволоки в сварочную ванну, расплавляясь в электрической дуге, горящей между электродом и основным металлом. Поддержка сварочной дуги осуществляется сварочным аппаратом, зачастую называемым сварочным полуавтоматом. Процесс горения дуги в защитном газе и подача проволоки организуются через сварочную горелку. Сварочную горелку, как правило, в процессе наплавки сварщик ведёт вручную, реже – с помощью сварочных направляющих систем и тракторов. Из-за необходимости высокого уровня роботизации и контроля движения сварочной горелки, процесс аддитивного электродугового выращивания приводит к необходимости оборудования установки шестью осевого робота. Одновременные сочетания характеристик, такие как одновременные: гибкость движения, большой объём пространства расположения головы робота, высокая точность движения и повторяемость одной координаты, обратная связь по столкновениям и грубым нарушениям процесса является главным преимуществом такой системы движения. На рисунке 1.2.4.1 представлена схема наплавления материала на подложку при помощи WAAM метода [9].

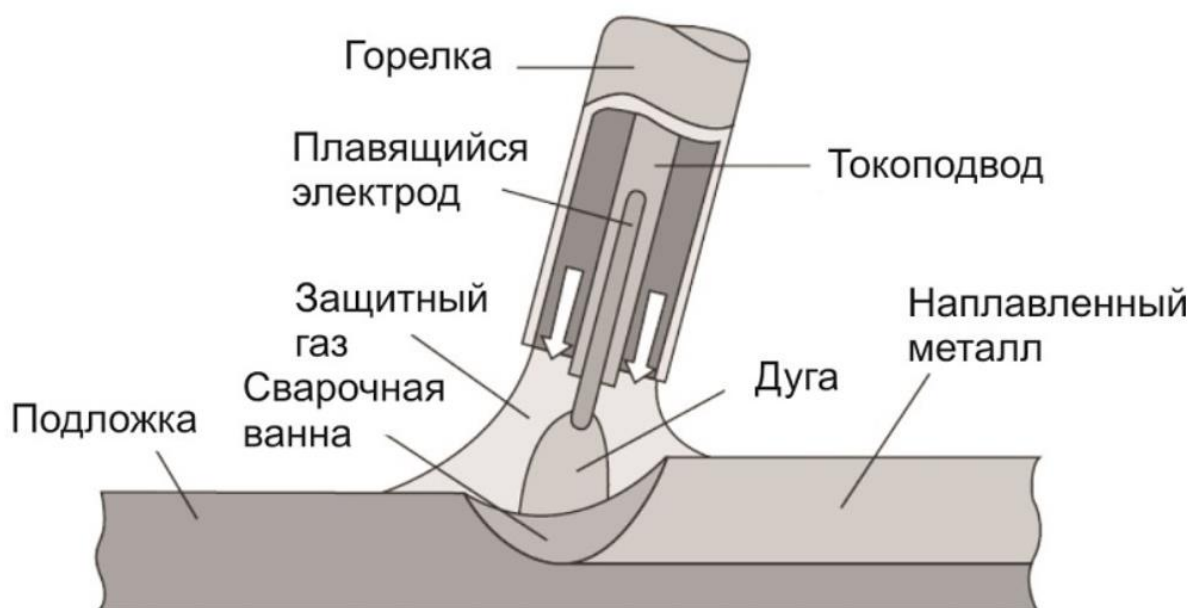


Рис. 1.1 Общая схема наплавления материала на подложку при помощи WAAM метода [9]

На конце руки шести осевого робота закрепляется сварочная горелка, к которой подводится ток, защитный газ и проволока. Электрический ток к сварочной горелке поступает от высокотехнологичного сварочного источника, который имеет возможность жёстко регулировать сварочный ток с высокой частотой управляющего сигнала. Процесс переноса металла и «печати» сильно зависит от формы сигнала тока дуги, поэтому важную составляющую разработки процесса занимает программирование сварочного источника и разработка нужной формы импульса [8].

WAAM технология подразделяется на: сварку металлическим электродом в газовой среде (GMAW), газoeлектрической сварки вольфрамовым электродом (GTAW) и сваркой плазменной дугой (PAW).

1.2.4 Дуговая сварка плавящимся электродом в среде инертного газа

Дуговая сварка плавящимся электродом в среде инертного газа (GMWA – gas metal arc welding) – тип сварки, иначе называемый MIG/MAG-сваркой. При

использовании данного типа сварки перенос металла осуществляется одним из четырех основных способов: крупнокапельный без коротких замыканий, перенос каплями среднего размера без коротких замыканий, струйный перенос [10]. Каждый из них имеет свои особенности. При данном типе сварки электрод находится перпендикулярно поверхности изделия. Кроме того, существует технология холодного переноса металла (CMT – cold metal transfer), являющаяся модификацией GMAW метода. Холодный перенос металла отличается высокой скоростью осаждения металла и низким потреблением тепла. Он будет рассмотрен отдельно. В процессах GTAW и PAW используется неплавящийся вольфрамовый электрод и дополнительный материал, которые подаются в виде проволоки, для получения сварного шва. Отличием от GMAW является переменная ориентация подачи проволоки, которая влияет на качество изделия, что в результате усложняет процесс планирования наплавки. Технология GTAW по сути, является дуговой сваркой вольфрамовым электродом в инертном газе. Гелий или аргон обычно используют в качестве инертного газа для создания защитной атмосферы. Благодаря нагреву материала электрической дугой между электродом и обрабатываемой деталью происходит сплавление слоев подаваемого материала. Этот метод также дает возможность сварки под давлением и использования сварочных металлов. Подача защитного газа осуществляется через сварочный аппарат. Сварка плазменной дугой (PAW – plasma arc welding) является модификацией газозлектрической сварки вольфрамовым электродом (GTAW) [11]. Отличием данной технологии является использование фокусирующей насадки, которая обеспечивает более точную, тонкую и длинную электрическую дугу, чем в процессе GTAW-сварки. Значительный рост напряжения дуги добивается за счет сужающей насадки дуги, следовательно, увеличению степени ионизации газа. Насадка, кроме повышения температуры самой дуги, также позволяет фокусировать участок плазменной дуги с наибольшей температурой на узкой поверхности сварного шва, уменьшая ее рассеивание. В результате создается источник более концентрированного и

мощного нагрева, значительно повышающий эффективность теплопередачи, позволяющий увеличивать скорость прохода. Как правило, весь процесс изготовления детали системой WAAM включает в себя:

1. создание модели в САПР;
2. 3D-нарезку модели;
3. 2D-планирование пути;
4. моделирование сварного шва;
5. установка параметров сварки;
6. генерация кода робота;
7. процесс наплавки;
8. постобработка.

1.2.5 Холодный перенос металла

Холодный перенос металла или СМТ-сварка (СМТ – cold metal transfer) – это MIG/MAG-процесс, который имеет особенный тип отрыва капли материала. Данный вид сварки является модифицированным вариантом GMAW метода. Это позволяет применять СМТ-процесс там, где раньше технологии MIG/MAG-сварки либо не применялись, либо их было крайне затруднительно применять. Несмотря на то что, данный метод является MIG/MAG-процессом, существует принципиальное отличие, заключающееся во вкладе значительно меньшего тепла. Процесс основан на сварке коротким замыканием. Данный процесс характеризуется значительным повышением тока при коротком замыкании, что сопровождается резким понижением напряжения и повышением сопротивления, что значительно увеличивает тепловложение в основной металл. Ситуация имеет иной характер при использовании электрической дуги в СМТ-процессе: ток снижается до минимально допустимого значения при первой фиксации короткого замыкания, в то же время за счет обратного движения сварочной проволоки происходит отрыв капли. Таким образом, перенос металла

осуществляется при значении тока, практически равном 0, и поэтому количество передаваемой теплоты очень мало. Во время горения дуги сварочная проволока подводится к ванне. Дуга гасится в момент входа сварочной проволоки в сварочную ванну, при этом ток снижается для исключения разрыва перемычки. Ток снижается до минимума в момент короткого замыкания, а сварочная проволока отводится назад для облегчения отделения капли. Проволока снова подается в сварочную ванну, зажигается дуга, начинается новый цикл сварки [10]. Процесс изображен на рисунке 1.2.6.1

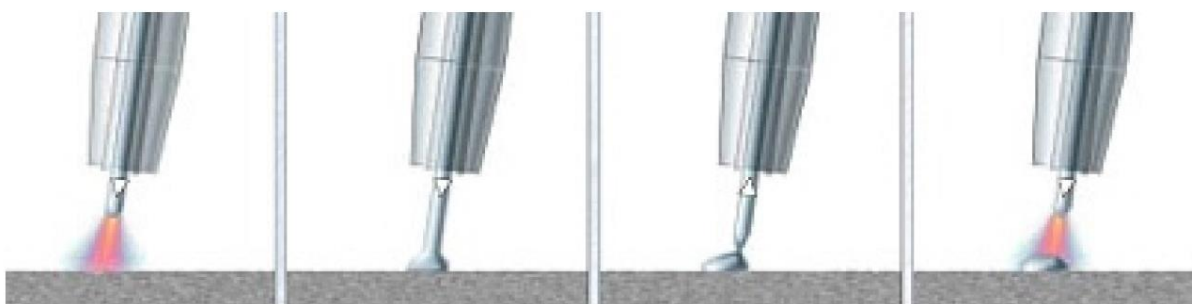


Рис. 1.2 – Изображение основных стадий переноса капли металла в ходе процесса СМТ [10].

1.2.6 Плазменная дуговая сварка

Плазменная дуговая сварка (PAW – plasma arc welding) – процесс, основывающийся на создании плазменной дуги между неплавящимся вольфрамовым электродом, который действует как катод и медью в качестве анода в горелке. Через сопло пропускается инертный газ (аргон), который к тому же фокусирует электрическую дугу, что приводит к более высокой плотности энергии и формированию более стабильной дуги [12]. На рисунке 1.3. приведена схема плазменной дуговой наплавки.

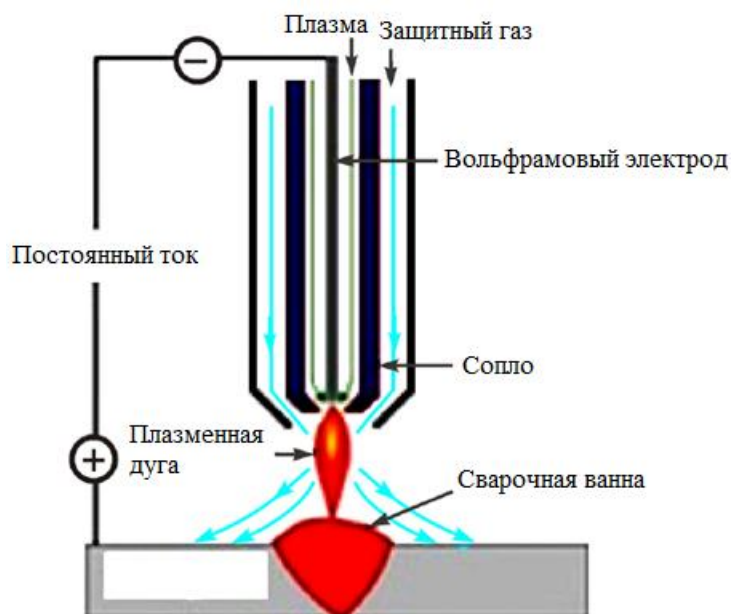


Рис. 1.3– Схема процесса плазменной дуговой сварки [11]

1.2.7. Электронно-лучевая плавка металлической проволоки

Технология печати (EBAM – electron beam additive manufacturing) основана на электронно-лучевой плавке металлической проволоки. Печать осуществляется в высоком вакууме, что позволяет добиться высокой плотности и однородности изделия, а также позволяет работать с различными металлами и сплавами, такими как: титан, вольфрам, никелевые сплавы, нержавеющая сталь, тантал, ниобий и т.д. При этом скорость наращивания достигает 10 кг/ч, однако высокая производительность в свою очередь приводит к необходимости механической постобработки изделий [13]. Кроме того, важным преимуществом технологии EBAM является возможность одновременного оснащения установки что несколькими соплами подачи проволоки. Данное преимущество позволяет одновременно и независимо подавать от двух и более различных металлических сплавов в общую сварочную ванну. Высокий вакуум и природа электронного пучка создают условия, недоступные для других процессов. В частности, EBAM превосходно справляется с работой над материалами, которые легко окисляются или имеют очень высокую температуру плавления. Помимо

этого, EBAM имеет одну из самых высоких скоростей осаждения. Схема процесса представлена на рисунке 1.4.

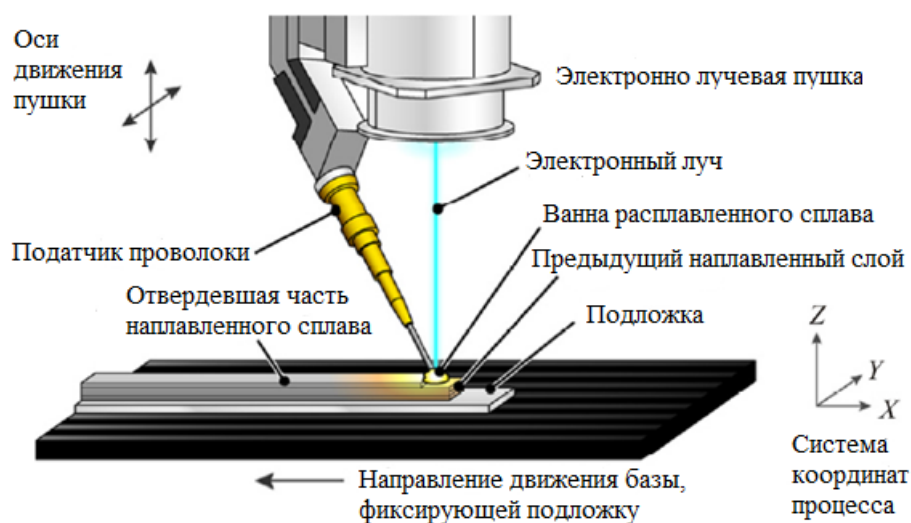


Рис. 1.4 – Схематичное изображение процесса электронно-лучевой плавке металлической проволоки [13]

1.3 Титан и сплавы на его основе

Титан и сплавы на его основе обладают рядом ценных свойств, такими как высокое сопротивление усталости и ползучести в сочетании с коррозионной стойкостью, благодаря которым они нашли свое широкое применение в аэрокосмической инженерии, биомедицине и химической индустрии [14].

Титан занимает четвертое место по объемам содержания в земной коре (около 0,6 %) после алюминия, железа и магния. В природе встречается в форме ильменита FeTiO_3 и рутила TiO_2 . Титан обладает высоким сродством с кислородом, что в результате приводит к высокому поглощению последнего. Титан имеет две кристаллические решетки ГЦК с параметрами решетки $a = 0,295$ нм и $c = 468$ нм стабильную до температуры 882 °С и ОЦК выше данной температуры. Пластические свойства титана сильно зависят от степени нагрузки и ее направления, которое связано с анизотропией гексагональной структуры при комнатной температуре.

Легирующие элементы классифицируются на α - (алюминий, кислород, азот и углерод) или β - стабилизаторы, последние в свою очередь подразделяются на β -изоморфные и β -эвтектоид образующие элементы. К β -изоморфным элементам относятся V, Mo, Nb, данные элементы в определенных количествах могут стабилизировать β -фазу при комнатной температуре. Yt и Re являются альтернативными элементами, которые можно добавить для стабилизации β -изоморфной фазы при комнатной температуре, однако из-за высокой плотности они не используются в качестве легирующих элементов. β -эвтектоид образующими элементами легирования титана являются Cr, Fe, и Si. Остальные β -эвтектоид образующие элементы такие как Co, Ag, Au, Pt, Be, Pb и U обычно не используются. Водород также относится к β -эвтектоид образующему элементу, однако он приводит к водородной хрупкости. В общем случае, доля водорода в составе не должна превышать 0,0125 – 0,015 %. Кроме α - и β -стабилизирующих элементов, можно также выделить отдельный нейтральный класс: Zr, Hf и Sn. Данные элементы почти не влияют на полиморфное превращение, так как при незначительных долях в составе немного снижают $\alpha \rightarrow \beta$ температуру превращения, а с увеличением концентрации показывают обратный эффект. На рисунке 1.5 показаны влияния на полиморфное превращение легирующими элементами [15].

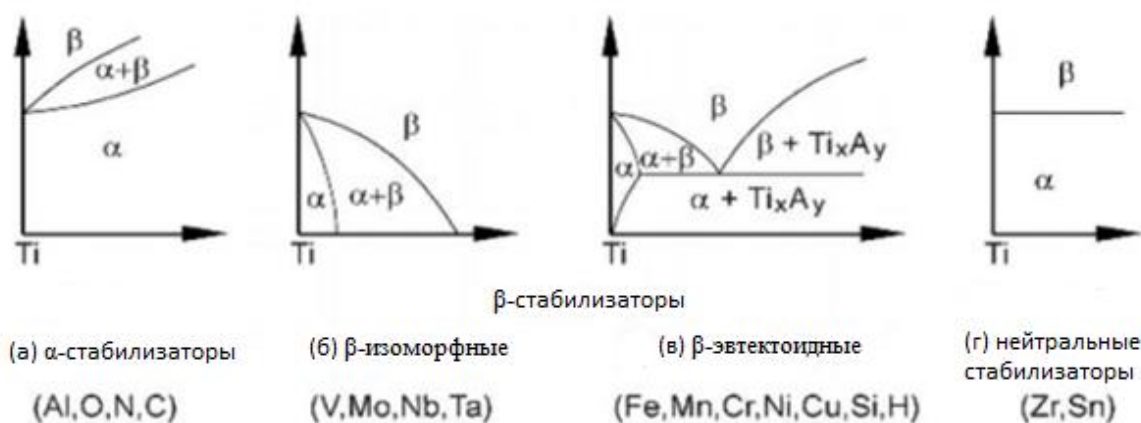


Рис. 1.5 – Эффект легирующих элементов на $\alpha \leftrightarrow \beta$ трансформацию [15]

Титановые сплавы классифицируются на пять основных категорий, которые основываются на химическом составе и микроструктуре при комнатной температуре:

- 1) α - титановые сплавы
- 2) псевдо α -титановые сплавы
- 3) $\alpha+\beta$ титановые сплавы
- 4) β -титановые сплавы

К группе α -сплавов относятся нелегированный титан, сплавы, содержащие только α -стабилизаторы, присутствие β -стабилизаторов допускается в количестве, не превышающем их предел растворимости в α -фазе. Структура таких обработок как деформации и отжиг, как правило, представляет собой только α -фазу. Псевдо α -сплавы, кроме α -стабилизаторов имеют в составе β -стабилизаторы ненамного превышающем предел их растворимости в α -фазе. В структуре сплавов этой группы кроме α -фазы содержит, как правило, до 2-4% β -фазы. К этой группе относятся российские сплавы марок ОТ4-0. Превращение по мартенситному механизму отмечается у α - и псевдо α -сплавов при закалке из β - или верхней части $\alpha+\beta$ -области, однако, формирующаяся при этом мартенситоподобная структура не является пересыщенным твердым раствором [16].

Мартенситные двухфазные $\alpha+\beta$ -сплавы имеют два вида структуры

- 1) после отжига при температуре меньшей, чем $T_i-t_{\beta \rightarrow \alpha+\beta}$ с последующим медленным охлаждением формируется равновесная смесь α - и β -фаз;
- 2) при закалке из β - или верхней части $\alpha+\beta$ -области образуются мартенситные структуры. Увеличивая содержание β -стабилизаторов в сплаве вызывает рост степени пересыщения мартенсита, что в свою очередь позволяет частичную фиксацию β -фазы. Температура закалки и содержание β -стабилизаторов влияет на тип формирующейся структуры: мартенсит, либо α -фаза плюс мартенсит, мартенсит плюс β -фаза и т. п. Таким образом, α -сплавы обеих групп могут находиться практически в равновесном состоянии независимо

от скорости охлаждения и температуры нагрева. Сплавы в околокритической области механически нестабильны (т.е. β -фаза распадается при пластической деформации), распад β -твердого раствора при нагреве происходит достаточно быстро [16]. $\alpha + \beta$ -сплавы могут быть в самых различных состояниях: от равновесных твердых растворов до максимально пересыщенных и неравновесных. β -сплавы титана, содержащие β -стабилизаторы равном или большем критической концентрации не происходит мартенситного превращения, а роль скорости охлаждения сводится к подавлению процессов диффузионного распада β -фазы.

Титановый сплав ВТ6, зарубежным аналогом которого является Ti6Al4V, обладает сбалансированным сочетанием свойств: прочности, ковкости, сопротивлению усталости и излому. Микроструктура данного титанового сплава может быть модифицирована соответствующими методами термической обработки. Содержания β -фазы при комнатной температуре и до 800°C составляет приблизительно 15%. Однако при 995°C титан существует только как однофазный β -сплав. Алюминий добавляется для увеличения прочности и стабилизации α - фазы. Ванадий, напротив, стабилизирует β -фазную область и способствует значительному улучшению ковкости, что в сочетании с алюминием обеспечивает сбалансированные механические свойства.

1.4 Виды превращения в титановых сплавах

В результате двух основных процессов: перекристаллизации при $\beta \rightarrow \alpha$ превращении и рекристаллизации формируется микро- и макроструктура полуфабрикатов из титана и сплавов на его основе.

Твердофазное $\alpha \rightarrow \beta$ превращение очень важно для $\alpha + \beta$ титановых сплавов, так как оно формирует конечную структуру. Вид механизма (мартенситный, диффузионный и т.д.) превращения зависит от природы сплава, химического состава и степени охлаждения.

Характер полиморфного превращения титана имеет ряд особенностей по сравнению с $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращением у железа. Теплота $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения у титана составляет 850 кал/г-атом, что более чем в 4 раза превосходит теплоту превращения железа [17]. В связи с этим, энергетически, начало $\alpha \leftrightarrow \beta$ -полиморфного превращения у титана более затруднено, чем у железа, но после начала реакции скорость протекания значительно выше. Разность удельных объемов кристаллических решеток β -модификаций титана относительно невелика, около 0,17% [18], т. е. в ~ 20 раз меньше, чем у железа (4,3%). Модуль упругости у титана при всех температурах примерно в 2 раза меньше, чем у железа. В результате этого упругая энергия при росте зародыша новой фазы при полиморфном превращении титана существенно ниже, чем при полиморфном превращении железа, что значительно облегчает рост зародышей. Наконец, диффузионная подвижность атомов у титана как α - так и β -модификаций, более высока, чем у железа.

При полиморфном превращении эти факторы являются причинами высокой скорости роста зародышей новой фазы титана. Рост новой фазы титана отмечается соблюдение кристаллогеометрического соответствия с матрицей подобно мартенситному превращению в сталях: в монокристаллических образцах при $\alpha \rightarrow \beta$ -превращении из одной ориентации α -структуры может быть получено шесть ориентаций β -фазы, а при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении из одной

ориентации β -фазы – 12 ориентаций α -фазы. В действительности при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении реализуется лишь одна ориентация α -фазы. Изложенные особенности полиморфного превращения определяют и особенности формирования микро- и макро-структуры титана его сплавов при нагреве выше температуры $\alpha \rightarrow \beta$ -перехода и последующем охлаждении. Структура литого титана состоит из крупных зерен образующимися при первичной кристаллизации. Как правило, в пределах этих зерен, присутствуют несколько более мелких, различных друг от друга по кристаллографической ориентации зерен, образующихся при охлаждении металла из β -области. Если произвести нагрев такого металла в β -область структура такого материала не изменится, так как рост зародышей β -фазы происходит по исходным кристаллографическим направлениям и плоскостям, а малый фазовый наклеп не будет препятствовать их росту до размеров исходного зерна и не вызывает рекристаллизации при дальнейшем повышении температуры. Размельчение структуры литого титана за счет фазовой перекристаллизации при нагреве, таким образом, практически невозможно. В этом состоит одно из существенных отличий титана от сталей, в которых перекристаллизация при $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращении может с успехом использоваться для улучшения структуры. Пластическая деформация перед нагревом позволяет уменьшить размер литого зерна при $\alpha \rightarrow \beta$ -превращении. Искажение кристаллической структуры, при пластической обработке, ограничит рост β -кристаллов. Поэтому, чем больше степень деформации и ниже температура пластической обработки, тем меньше размеры β -зерен, образующихся в процессе полиморфного превращения. Однако даже самые мелкие β -зерна измеряются десятными долями миллиметра и более.

Мелкие зерна титана после деформации и отжига в процессе отжига выше β -области приводит к сильному росту. Поэтому нагрев титановых полуфабрикатов выше температуры $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения может привести к следующим результатам: если структура сформировалась в β -области (слитки, отливки, сварные швы), то последующий нагрев в β -области приведет к ее

изменению; при уже сформированной структуре в β -области и пластической обработке при перегреве сформируется более мелкозернистая структура; однако если структура сформировалась в β . При перестройке высокотемпературной модификации в низкотемпературную в процессе охлаждения возможно размельчение структуры полиморфных металлов за счет того, что в пределах крупных зерен возникает большое число зародышей новой (низкотемпературной) фазы. В частности, у железа при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении внутри аустенитного зерна образуется большое количество ферритных зерен, при этом увеличение скорости охлаждения, подавляя диффузионный рост зародышей, способствует получению мелкозернистой структуры. У титана в силу рассмотренных особенностей полиморфного превращения рост зародышей α -фазы происходит с большой скоростью, и даже в случае закалки величина α -зерен во много раз превосходит величину ферритных зерен. При этом из-за достаточно строгого соблюдения кристаллогеометрического соответствия решеток α и β -фаз зерна, различающиеся как самостоятельные при металлографическом анализе могут иметь близкую или одинаковую кристаллографическую ориентировку. По этому признаку в пределах макроскопического β -зерна обычно могут быть лишь несколько различных микрозерен. Таким образом, нагрев титановых полуфабрикатов выше температуры полиморфного превращения независимо от условий нагрева охлаждения (скорость, температура и т. п.) всегда приводит к укрупнению структуры. В этом состоит одно из существенных отличий титана от железа и сталей, в которых за счет фазовой перекристаллизации возможно значительное улучшение структуры.

Особенности формирования структуры титана при $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращении в основном присущи α - и $\alpha+\beta$ -сплавам. Однако присутствие легирующих элементов привносит и определенные изменения в характер микроструктуры сплавов как при медленном, так и быстром охлаждении из β -области. При медленном охлаждении рост пластинчатых кристаллов α -фазы в β -матрице

сопровождается (в известной мере и контролируется) диффузионным перераспределением легирующих элементов: β -стабилизаторы из растущих α -кристаллов диффундируют в β -матрицу. В итоге медленного охлаждения в пределах исходного β -зерна возникают комплексы одинаково ориентированных пластинчатых α -кристаллов, между которыми находятся области, обогащенные β -стабилизирующими элементами и примесями. По данным [19], в сплаве Ti-Al-Fe локальное содержание железа между α -пластинками может достигать $\sim 5\%$, при среднем его содержании в сплаве $0,7\%$. В сплавах с большим содержанием β -стабилизирующих примесей и легирующих элементов на межпластинчатых границах может фиксироваться β -фаза и обогащенная β -стабилизаторами α -фаза. Поэтому даже в сплавах, содержащих β -стабилизатор в пределах растворимости в α -фазе в равновесных условиях, практически всегда содержится некоторое количество β -фазы. Возникновение обогащенных β -стабилизаторами областей или частиц β -фазы ограничивает рост α -кристаллов, а при травлении шлифа позволяет четко выявить их границы. Кроме того, у сплавов титана увеличение скорости охлаждения более существенно влияет на вид структуры, чем у титана: при медленном охлаждении пластины α -фазы достигают значительных размеров, при увеличении скорости охлаждения они уменьшаются, а при резкой закалке в пределах исходного β -зерна возникают мелкие мартенситные кристаллы.

Таким образом, структура титана, α - и $\alpha+\beta$ -сплавов имеет после медленного охлаждения из β -области два характерных морфологических признака: крупные полиэдрические зерна «превращенной» β -фазы, величина которых зависит от степени предшествующей деформации, температуры и длительности перегрева в β -области, и пластинчатый характер внутризеренной структуры, причем размеры пластин и фрагментов из параллельных пластин зависят только от скорости охлаждения. В практике изготовления машиностроительных конструкций структуры такого типа могут возникать в зоне термического влияния при сварке и газовой резке, местных прижогах, случайных перегревах и т. п. В связи с этим металлографический анализ

позволяет выявлять технологические нарушения, полноту удаления газорезных кромок и т. д. Кроме того, последовательно повышая температуру закалки проб, можно достаточно точно определить температуру $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -перехода. Наконец, при входном контроле металлографический анализ позволяет установить соответствие качества полуфабриката требованиям технических условий.

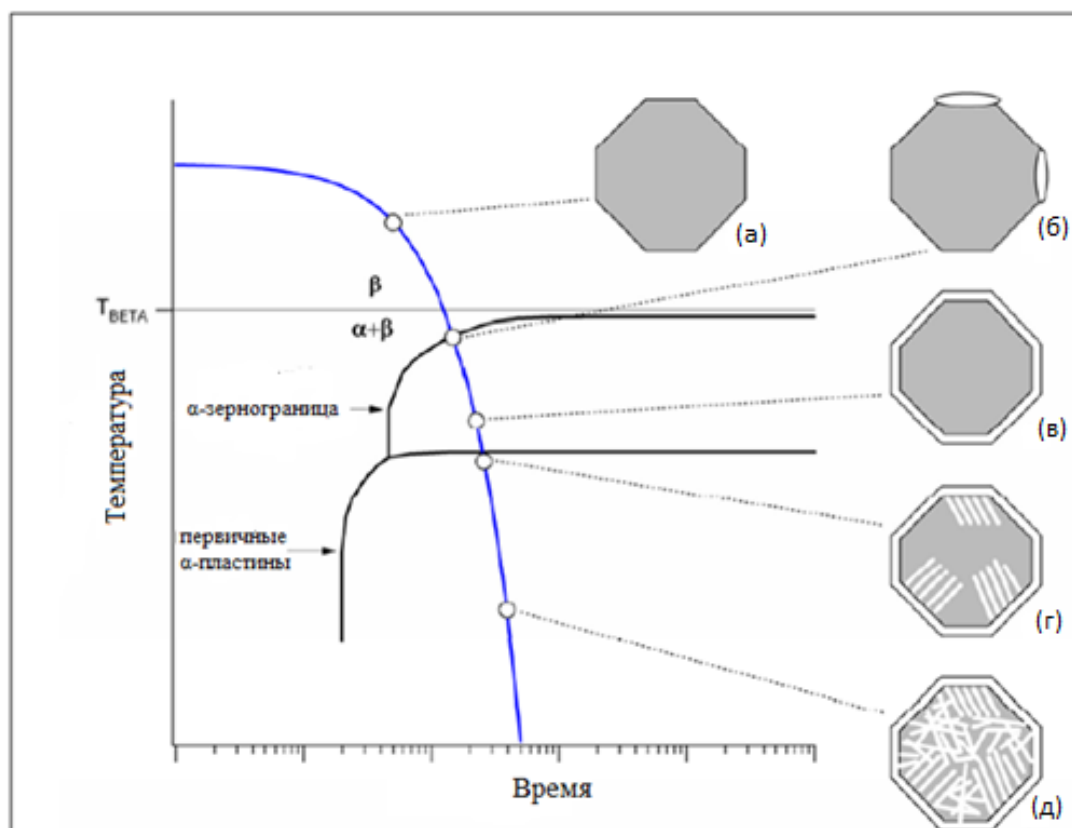


Рисунок 1.6 – Схематическое изображение последовательностей диффузионно контролируемой трансформации в титановом сплаве ВТ6: (а) – β -фазное зерно, (б) α -фаза, зародившаяся на границе β -фазы, (в) рост α -фазы вдоль границы β -фазы, (г) зарождение α -фазных пластин на границах зерен β -фазы и их рост, (д) зарождение α -фазных пластин в объеме β -фазы с образованием плетеной морфологии[15].

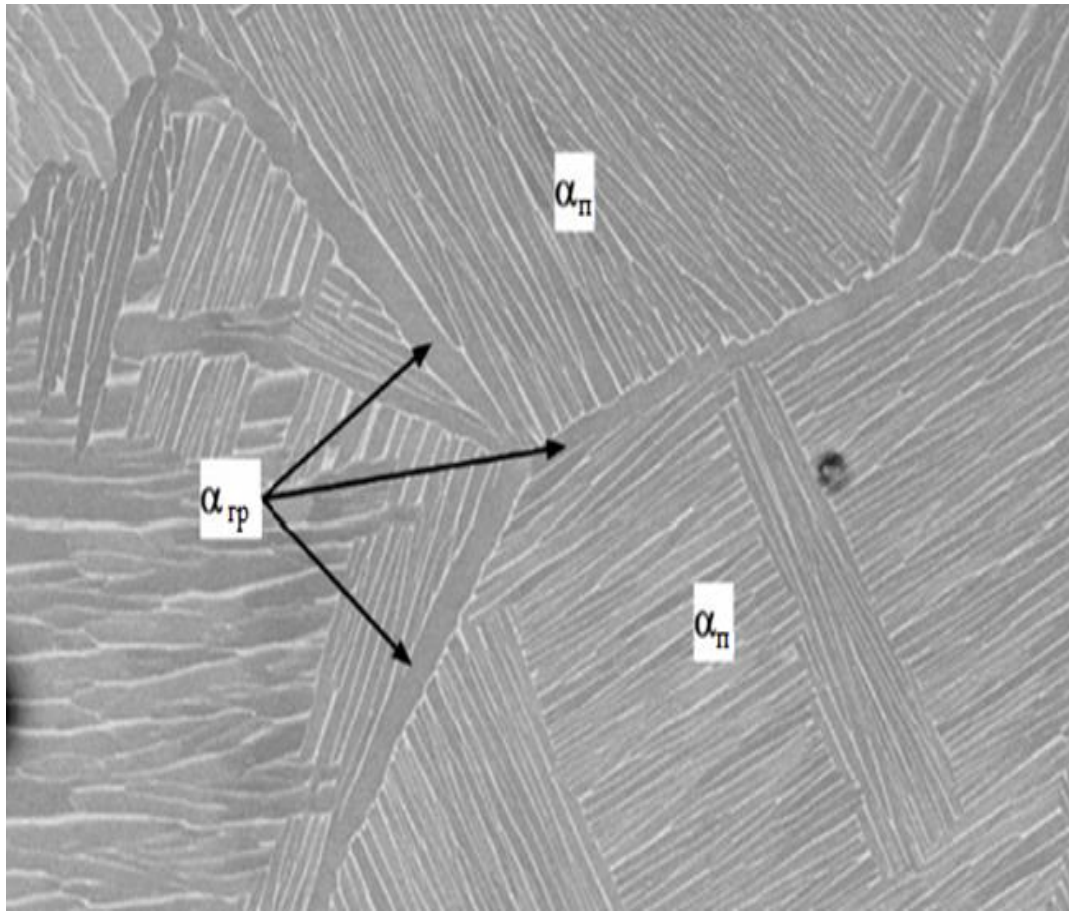


Рисунок 1.7 – СЭМ изображение α -границы и первичных пластинчатых колоний в сплаве ВТ6

Схематическое изображение кривых охлаждения сплава ВТ6 представлено на рисунке 1.9

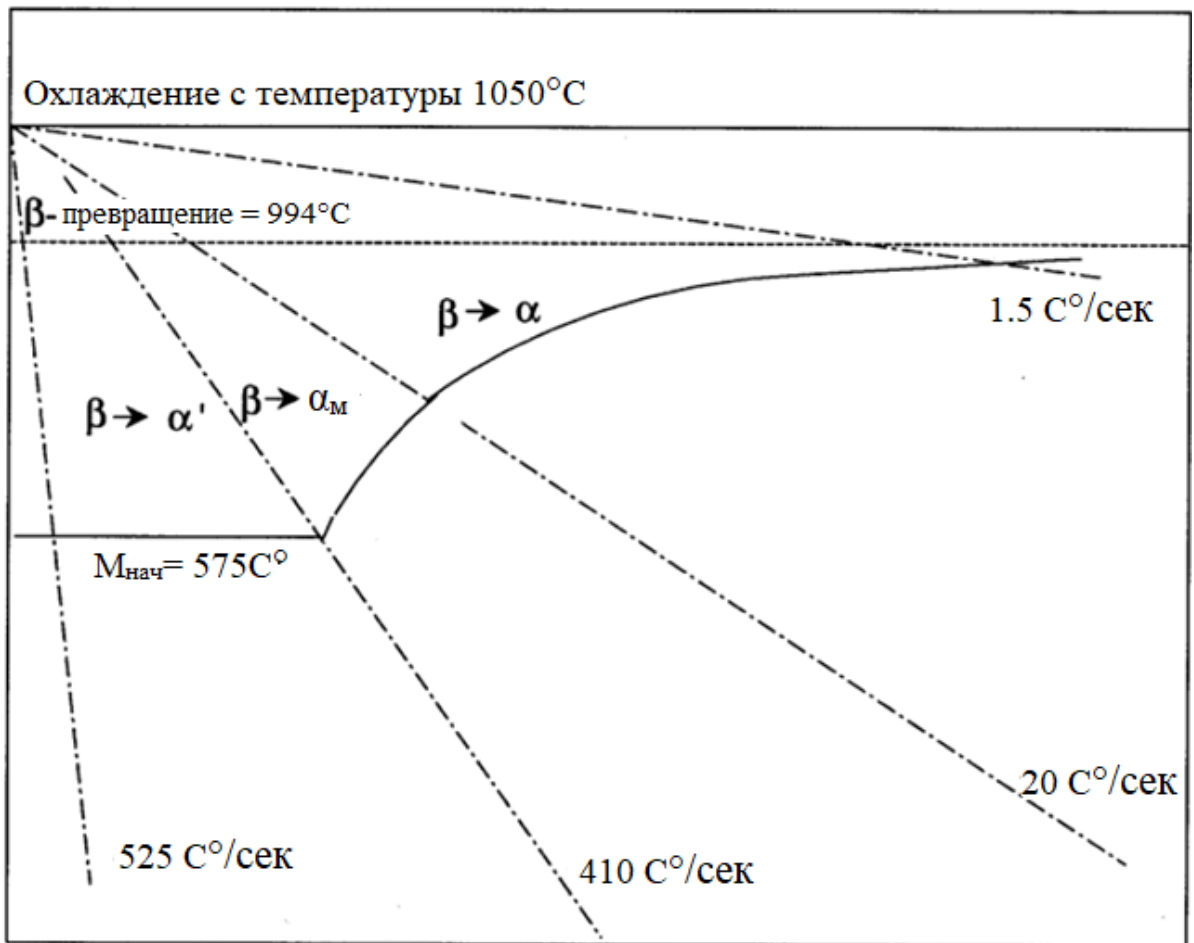


Рис. 1.8 – Схематическое изображение кривых охлаждения в сплаве ВТ6 [15]

РАЗДЕЛ 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материал исследования

Для наплавки образцов методом TIG использовалась проволока сплава ВТ6 (состав приведен в таблице 2.1.1) диаметром 1,6 мм, специально изготовленная Чепецким механическим заводом для использования в аддитивных технологиях производства изделий. Наплавка производилась на массивные подложки из сплава ВТ6.

Сравнительный анализ микроструктуры полученных в настоящей работе образцов проводился с использованием материала из сплава Ti6Al4V, произведенным на оборудовании компании Gefertec (Германия).

Таблица 2.1. Химический состав титанового сплава ВТ6 [22]

Название элемента	Ti	Fe	C	Si	V	N	Al	Zr	O	H	Ост. примеси
Содержание (%)	86,45–90,9	до 0,6	до 0,1	до 0,1	3,5–5,3	до 0,05	5,3–6,8	до 0,3	до 0,2	до 0,015	До 0,3

2.2 Методика изготовления образцов

Послойная наплавка титановой проволоки марки ВТ6 на титановую подложку производилась методом TIG с подведением и без подведения ультразвукового волновода к подложке. Типичная схема проведения процесса TIG представлена на рисунке 2.2.1. Титановая проволока марки ВТ6 подводилась к сварочной дуге под углом в 45°, которая в процессе плавления наносилась на поверхность подложки, последующий слой наплавлялся после остывания предыдущего. Каждый последующий слой наплавлялся в одном направлении.

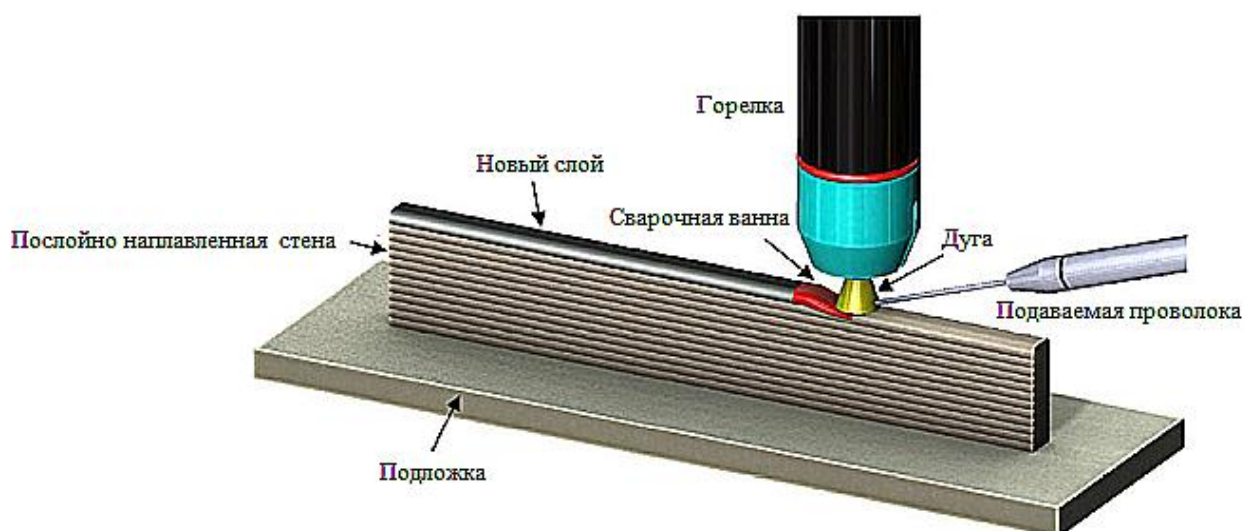


Рис. 2.1 – Схема послойного наплавления материала [23]

В процессе сварки необходимо иметь при себе защитную экипировку (сварочный шлем, краги из искростойких материалов, обувь из кожи и войлока, спецовкой из рекомендованных материалов). При сварке для предотвращения даже случайной возможности поражения током – как самого сварщика, так и окружающих (напарника и т.д.) необходимо проверить исправность изоляции кабелей, электродержателей и надежность всех контактов до начала работ. Отключать сварочное оборудование во время простоя, перемещения, обеденного перерыва. Все замеченные неисправности устранять строго после полного обесточивания аппарата.

2.2 Методика подготовки образцов

Подложка с наплавленной на нее слоями титана была подвержена электроэрозионной резке на две части по продольному сечению вдоль направления наплавки. Образцы перед проведением исследования макро и микро структуры методами оптической металлографии, растровой электронной микроскопии и дифракции обратно-рассеянных электронов готовились следующим образом: шлифовка на дисках СТ10СW (абразив - карбид кремния) с постепенным уменьшением зернистости на шлифовально–полировальных станках LaboPol–5 фирмы Struers (Дания), механическая полировка на сукне с использованием суспензии фирмы Struers OP-A на основе оксида алюминия. [24].

Перед началом шлифовки и полировки образцов необходимо иметь защитную экипировку (очки, халат и перчатки). Образец в процессе обработки необходимо держать крепко, перед поднесением к полировальному диску машина должна быть отключена, не подносить образцы к вращающемуся диску, запрещается обрабатывать больше одного образца на полировальной машине с целью избежания инцидентов.

2.3 Определение среднего размера структурного элемента по методу случайных секущих

Для определения среднего размера зерен β -фазы, сформировавшейся при высоких температурах по изображениям, полученным при помощи оптического микроскопа, проводили вертикальные и горизонтальные линии. Было посчитано количество пересечений границ зерен/структурных элементов с проведенными секущими линиями. На основании данных результатов был оценен средний размер зерен/структурных элементов по формуле:

$$D_{cp} = L/N \quad 2.1$$

где L – длина секущей линии (мм);

N – количество пересечений границ зерен с секущей линией.[26].

2.4 Растровая электронная микроскопия

Для исследования поверхности образцов используется растровая электронная микроскопия, принцип которой основан на энергетическом и пространственном распределении электронов, испущенных из приповерхностного слоя материала под воздействием сфокусированного электронного пучка. Для создания изображения структуры поверхности в растровом электронном микроскопе (РЭМ) регистрируются отраженные электроны первичного пучка и вторичные электроны (рисунок 2.2).

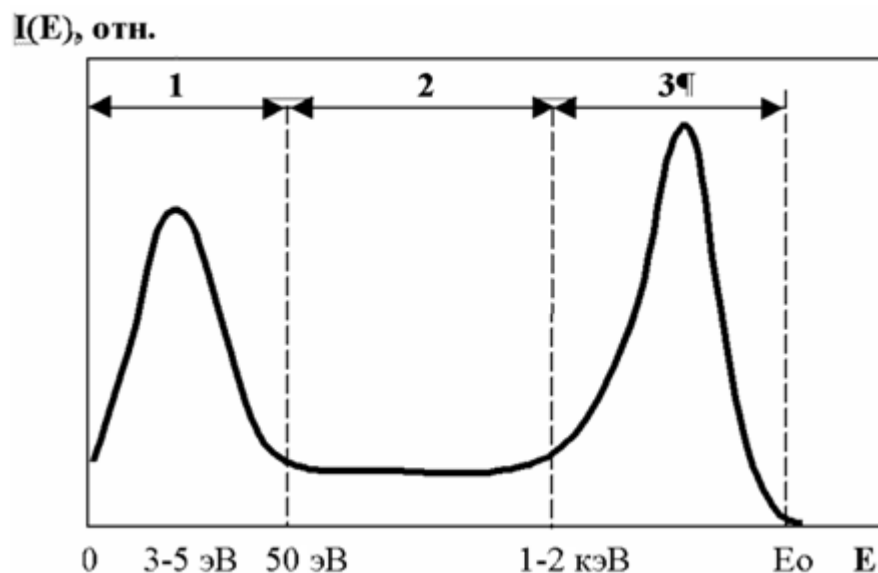


Рис. 2.2 – Энергетический спектр вторичных электронов. 1–медленные вторичные электроны; 2–неупругорассеянные первичные электроны; 3–упругорассеянные первичные электроны [24]

Можно выделить три основные зоны: 1 – вторичные электроны, 2 – неупругоотраженные электроны, 3 – упругоотраженные электроны. Энергия вторичных электронов не превышает 50 эВ обычно она колеблется в пределах 3-5 эВ. Это электроны самого анализируемого материала, которые смогли преодолеть потенциальный барьер (работу выхода) на границе твердое тело – вакуум. При взаимодействии с электронами из пучка они преобретают энергию,

необходимую для преодоления барьера. На рисунке 2.3 представлена схема формирования вторичных, обратно рассеянных электронов, а также других видов излучений.

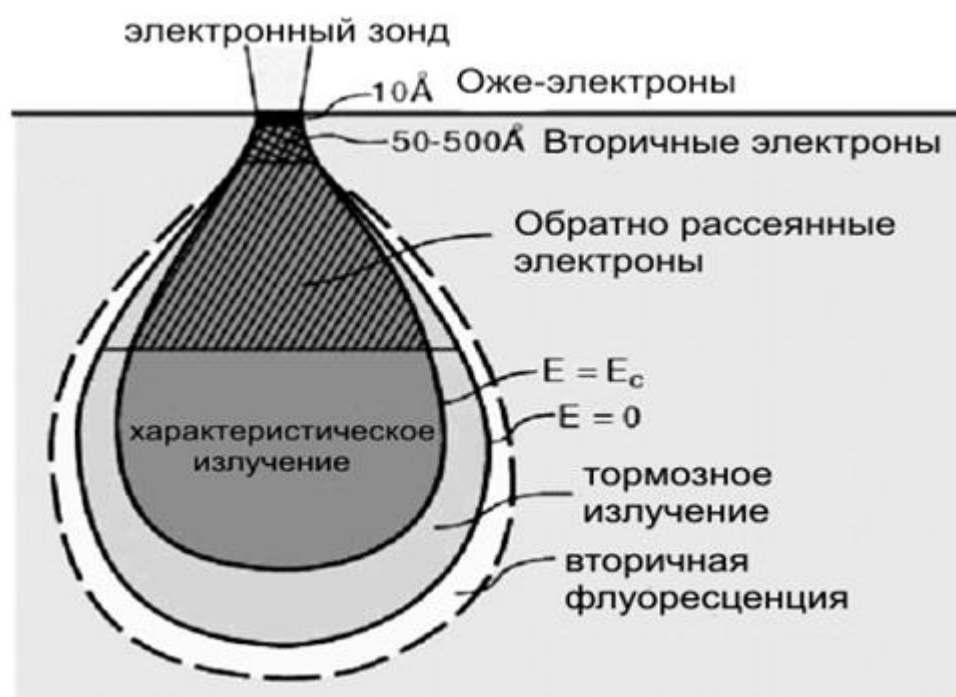


Рис. 2.3 – Схема образования вторичных электронов [2427]

Энергодисперсионный микроанализ это аналитический метод элементного анализа твёрдого вещества, базирующийся на анализе энергии эмиссии его рентгеновского спектра. С помощью пучка электронов (в электронных микроскопах) или рентгеновских лучей (в рентгеновских флуоресцентных анализаторах) осуществляется возбуждение атомов материала и у каждого материала испускается свой характерный спектр рентгеновского излучения. Так им образом можно осуществить как качественный так и количественный анализ.

Растровый электронный микроскоп содержит блоки, напряжение которых может достигать до 1000 В. При открывании дверцы аппаратуры срабатывает система блокировки, однако с целью исключения инцидентов необходимо соблюдать осторожность избегая возможность контакта с высоковольтным напряжением. Все операции, связанные с ремонтом и юстировкой РЭМ должны

проводится исключительно лицами обладающими специальное удостоверение, дающее право работы с высоковольтной аппаратурой.

2.5 Оценка остаточных макронапряжений

Исследования методами рентгеноструктурного анализа проводились на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA. Анализ фазового состава осуществлялся в фокусировке Брегга-Брентано на Cu-K_α излучении в диапазоне углов $2\theta = 20^\circ - 100^\circ$.

Оценка остаточных напряжений производилась с использованием метода $\text{Sin}^2\psi$.

Определение зональных напряжений (макронапряжений) При неоднородном нагреве или охлаждении возникают напряжения 1 рода. в процессе холодной прокатки или правки готовых изделий это объясняется структурными превращениями, при химической и механической обработке поверхности (точении, шлифовке, полировке), а также при нанесении электролитических покрытий. Надежность изделия в сильной степени зависит от количества макронапряжений в деталях. Основой рентгеноструктурного метода определения зональных искажений является то, что все атомные плоскости во всех кристаллитах поликристалла, одинаково ориентированные по отношению к действующим упругим силам, однородно меняют свои меж- плоскостные расстояния (для них $\frac{\Delta d}{d} = \text{const}$). Напряжения на поверхности образца (рисунок 2.4) можно разложить на главные (σ_1 , σ_2 и σ_3), которые являются нормальными и тангенциальными (к поверхности образца).

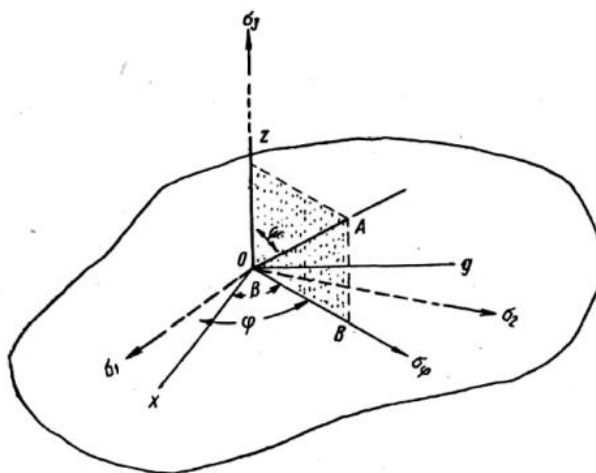


Рис. 2.4 - Угловые соотношения между главными напряжениями $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$, измеряемым напряжением σ_ϕ и координатными осями x, y, z [27]

На поверхности нормальная составляющая σ_3 равняется нулю. Исходя из того, что σ_3 равна нулю 0 только при плосконапряженном состоянии, то ей можно пренебречь. Перпендикулярно поверхностным слоям упругая составляющая будет равна:

$$\varepsilon = -\frac{\mu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad 2.2$$

где E – модуль упругости (модуль Юнга); μ – коэффициент Пуассона.

В случае σ_1 и σ_2 – являются растягивающими, то деформацией сжатия будет являть ε . Чтобы определить ε , необходимо найти величину изменения межплоскостных расстояний d в атомных плоскостях необходима для определения ε , тогда для параллельной поверхности образца $\varepsilon = \frac{\Delta d}{d}$

2.6 Испытания на растяжение

Испытания на растяжение проводились согласно ГОСТ 1497-84 [25] на универсальной испытательной машине INSTRON 5882. Образцы для испытаний на растяжение изготавливались в форме лопаток, размеры деформируемой базы составили $3 \times 2 \times 16$ мм³. Скорость деформирования составляла 2 мм/мин. Погрешность измерения составляла (0,5%).

К работе с машиной допускаются лица, ознакомленные с ее устройством и принципом работы. При установке образцов необходимо проверить надежность крепления. В процессе испытания необходимо держаться на расстоянии от машины во избежание попадания осколков. Во время испытаний при высоких температурах открывая дверцу камеры необходимо надевать защитную экипировку.

РАЗДЕЛ 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

3.1 Исследование влияния ультразвукового воздействия на микроструктуру стенки из титанового сплава ВТ6, наплавленного по технологии WAAM.

Сравнительные исследования влияния ультразвукового воздействия на микроструктуру наплавленных слоев титанового сплава проводились на примере сплава ВТ6. В качестве исходного материала для наплавки образцов в виде стенок, как в условиях воздействия ультразвуковых колебаний, так и без них, использовалась проволока диаметром 1,2 мм, которая наплавлялась на подложку из сплава той же марки методом WAAM (рисунок 3.1). Сварочные параметры: частота импульса 50 Гц, пиковый ток (I_p) 250 А, базовый ток 40% I_p , рабочий цикл 37%, скорость движения горелки 0,25 м/мин, скорость подачи проволоки 3,0 м/мин.

Для обоих исследованных состояний общим является формирование светлых полос (Рисунок 3.1), формирование которых связано с распространением зоны термического влияния в направлении от нанесенного расплава к подложке. Зона термического влияния включает в себя две области. Первая располагается ближе к поверхности нанесенного расплавленного слоя. В ней наблюдается градиент температур, значение которых выше температуры $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения. Вторая область, лежащая ближе к подложке, так же испытывает нагрев, но достигаемой в этой области температуры не достаточно для протекания $\alpha \rightarrow \beta$ фазового превращения. Таким образом светлая полоса является границей раздела между областями, претерпевшими и не претерпевшими фазовое превращение при каждом последующем акте наплавки.

Как показали проведенные оценки, в образцах полученных в условиях ультразвукового воздействия формируется структура, характеризующаяся меньшим средним размером зерен β -фазы, сформировавшейся в высокотемпературной области. Так средний размер данных зерен в состоянии,

полученном без воздействия ультразвука составляло $\sim 1,8$ мм, а в состоянии наплавленном с воздействием ультразвука – $\sim 0,6$ мм.

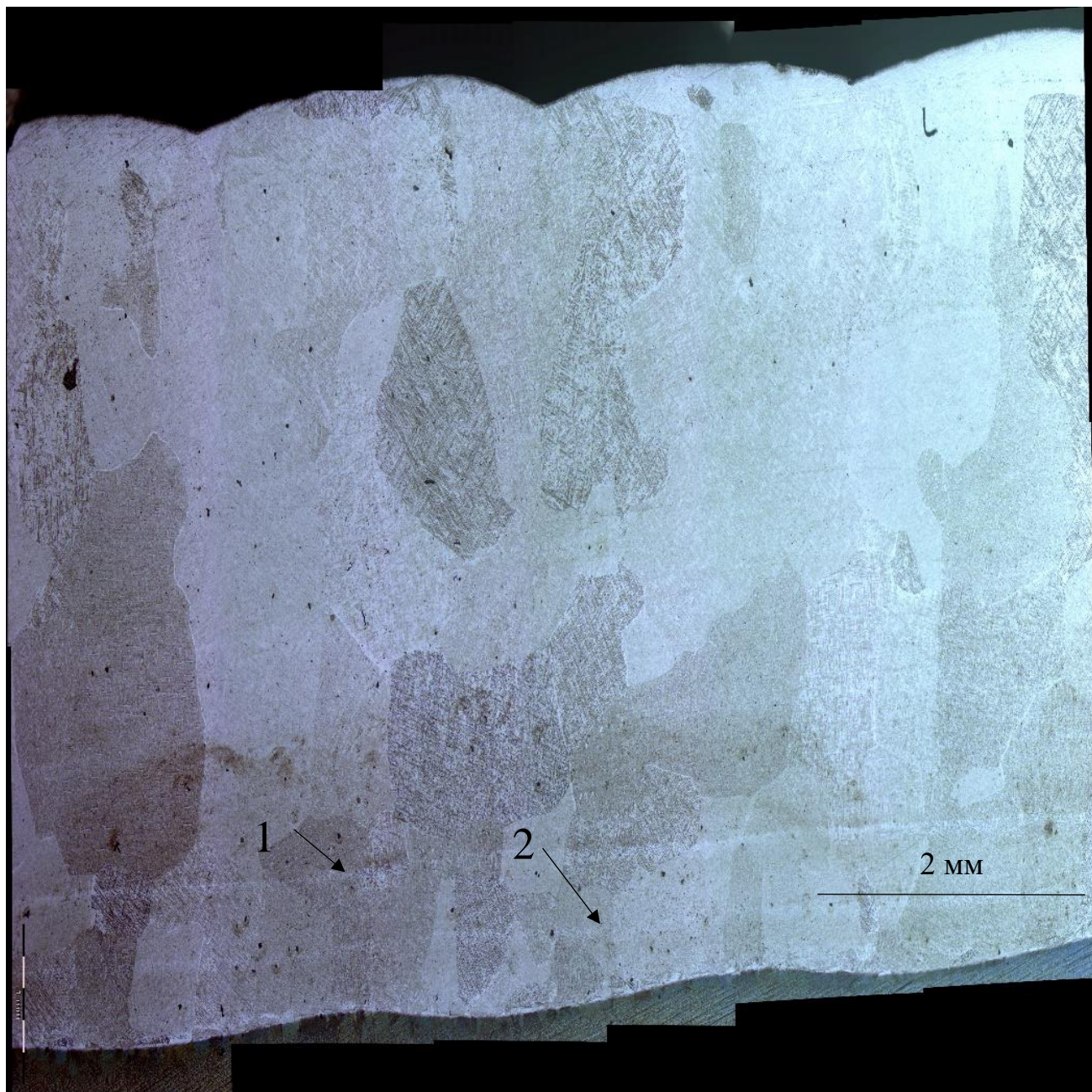


Рис. 3.1 – Макроструктура наплавленных слоев титан на титановую подложку марки ВТ6, где 1 – первая область термического влияния 2 – вторая область термического влияния

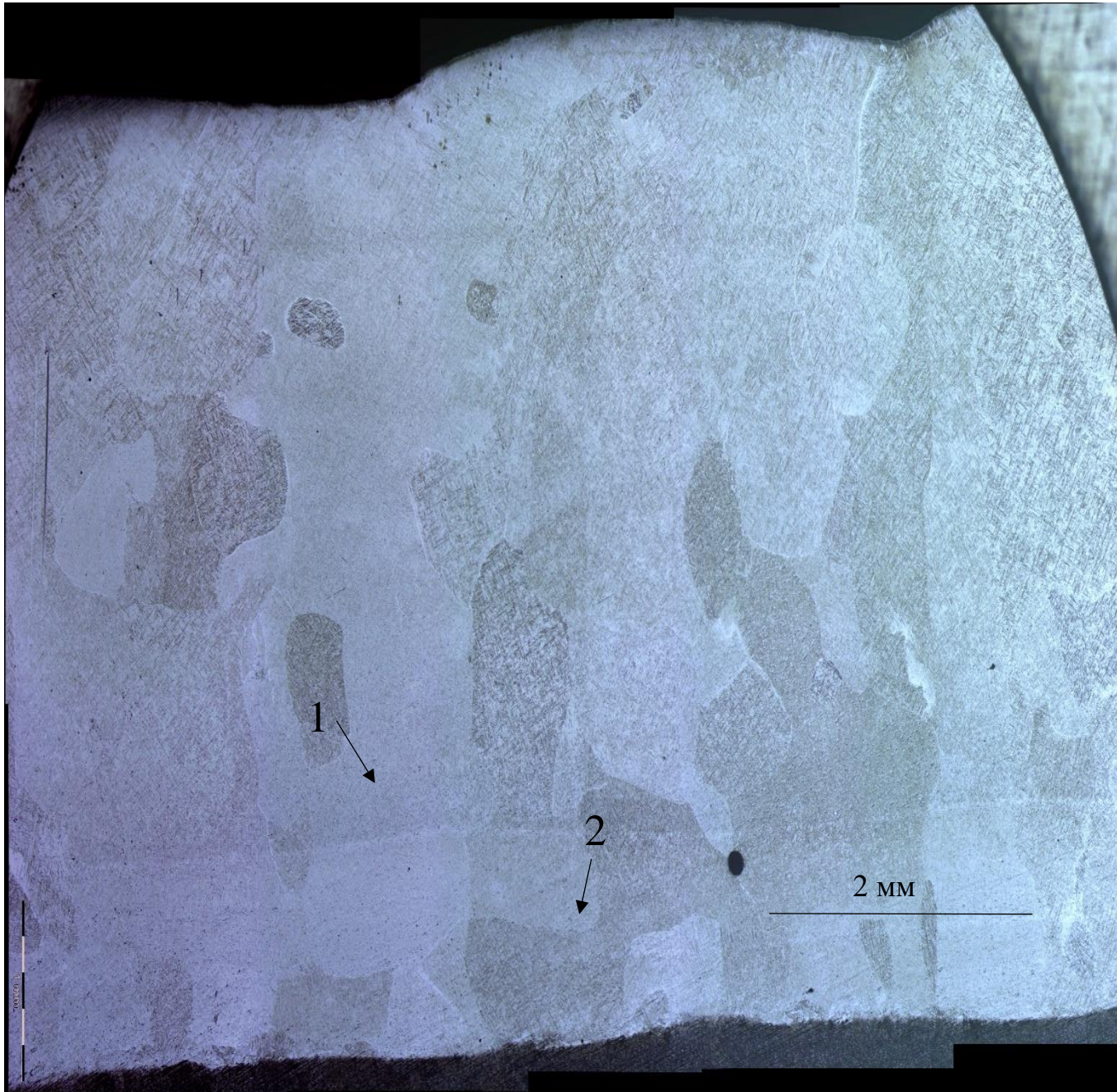


Рисунок 3.2 – Макроструктура из наплавленных слоев титан на титановую подложку марки ВТ6 с применением ультразвукового воздействия, где цифрами отмечены 1 и 2 область термического влияния

3.3 Испытания на растяжение

Механические испытания на растяжение были проведены с целью оценки и сравнения механических свойств образцов, наплавленных методом WAAM в условиях приложения ультразвуковых колебаний с литым титановым сплавом BT6Л [22]. По результатам испытаний было установлено, что предел прочности образцов, наплавленных в условиях ультразвукового воздействия, составляет ~880 МПа, тогда как в литом состоянии значение не превышает 850 МПа [22]. Относительное удлинение в обоих случаях не имеет существенного различия, составляя 4 и 5% соответственно.

Таблица 3.1 – Механические свойства титанового сплава Ti6Al4V, полученного различными методами, а также в литом состоянии

	σ_B (МПа)	δ (%)
BT6 (настоящая работа)	880	4
BT6Л [22]	850	5
GEFERTEC [28]	890	6
NORSK TITANIUM [28]	910	8

3.2 Образец сплава ВТ6, полученный с использованием проволоки производства АО «ЧЕПЕЦКИЙ МЕХАНИЧЕСКИЙ ЗАВОД» (АО ЧМЗ)

В качестве материала для наплавки была использована проволока сплава ВТ6 диаметром 1,6 мм производства ЧМЗ. Как показали исследования, проведенные на растровом электронном микроскопе, на поверхности проволоки имеет место частичное отслоение материала (Рис. и дефекты, возникновение которых возможно происходит в процессе волочения и последующего травления (Рис.).

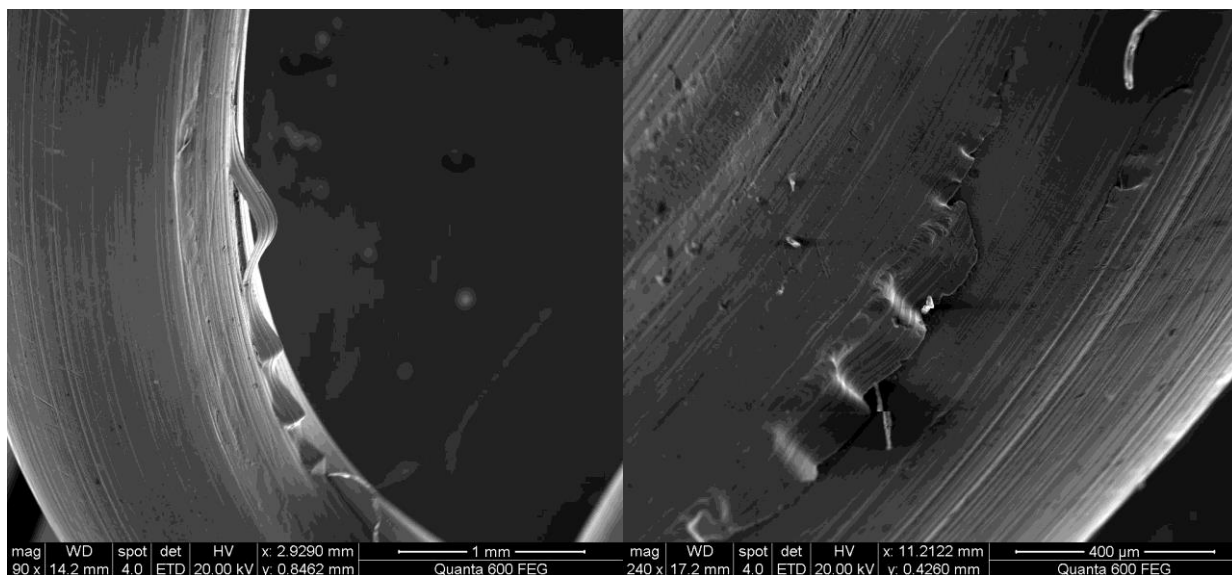


Рис. 3.3 - Изображение дефектов на поверхности проволоки сплава ВТ6 (режим вторичных электронов)

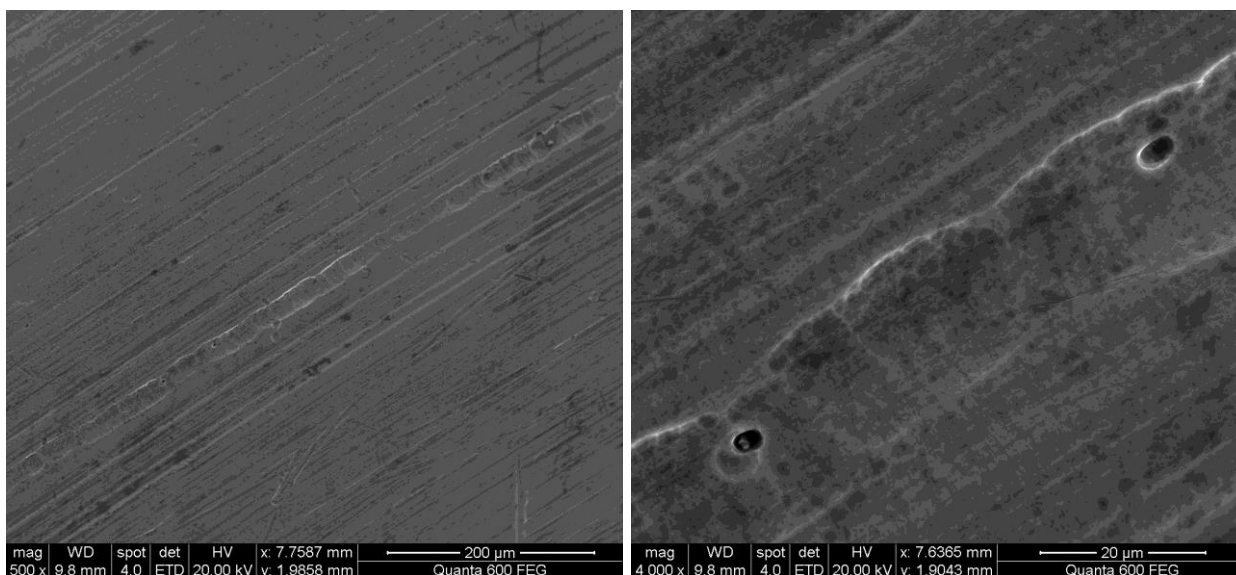


Рис. 3.4 - Изображение дефектов на поверхности проволоки сплава ВТ6
(режим вторичных электронов)

На Рис. приведено изображение макрошлифа образца сплава ВТ6, наплавленного методом ТIG на постоянном токе со скоростью наплавки $TS=115$ мм/мин и скоростью подачи проволоки $WF=1,2$ м/мин и значениями тока дуги, приведенными в 3.1

Таблица 3.2 – Значения тока дуги при наплавке отдельных слоев сплава ВТ6

Номер слоя	1	2	3	4	5	6
I, А	110	90	80	80	80	50

Как можно видеть, по высоте образец можно разделить на две области. Верхняя область сформировалась при наплавке заключительного слоя сплава. В нее входит как часть материала, кристаллизовавшегося из расплава, так и область в которой в результате отвода тепла от поверхности произошло сначала $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ превращение, а затем при остывании - $\beta\rightarrow\alpha+\beta$. Нижняя область имеет четко разрешаемые визуально границы, сформировавшиеся при наплавке каждого отдельного слоя. Данные границы разделяют зоны, претерпевшие фазовые превращения в результате нагрева, и зоны, в которых температура нагрева была ниже температуры превращения $\alpha+\beta\rightarrow\beta$.



Рис. 3.5 – Сканированное изображение макрошлифа образца сплава ВТ6, наплавленного с использованием проволоки производства ЧМЗ

Исследования показали, что в процессе наплавки образовалась характерная для сплава ВТ6 видманштеттова структура практически свободная от дефектов (Рис.). Единичные дефекты можно разделить на два типа. К первому типу относятся газовые поры размерами до 5 мкм (Рис.). Ко второму типу – дефекты неправильной формы, расположенные строчечно, появление которых предположительно связано с загрязнениями, на поверхности проволоки, использованной при наплавке (Рис.).

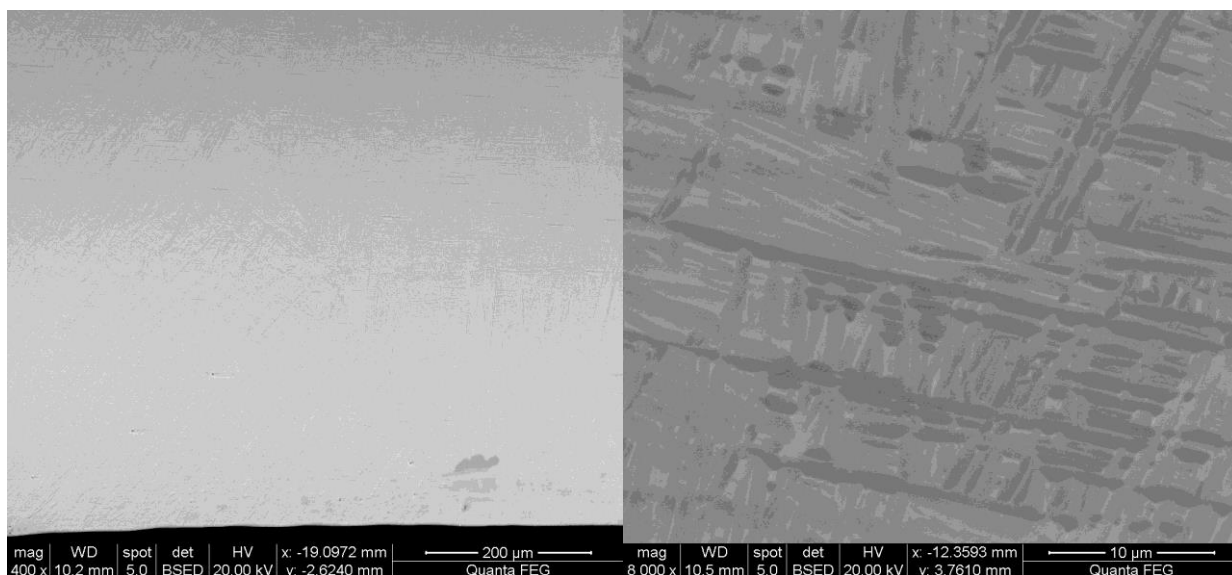


Рис. 3.6- РЭМ изображение микроструктуры сплава ВТ6 (режим
обратно-рассеянных электронов)

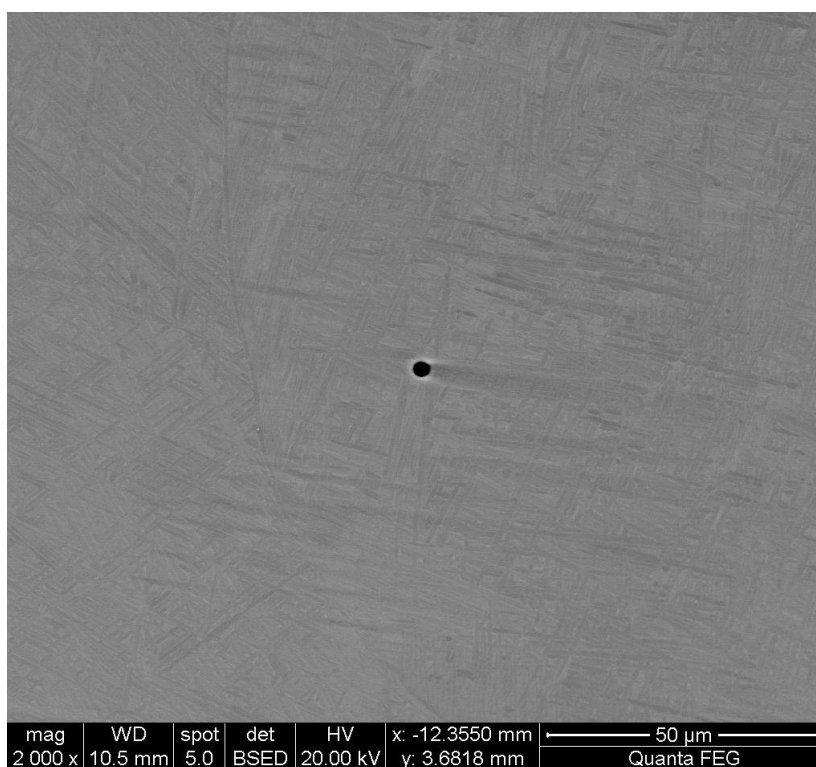


Рис. 3.7 - РЭМ изображение микроструктуры сплава ВТ6 (режим
обратно-рассеянных электронов). Газовые поры

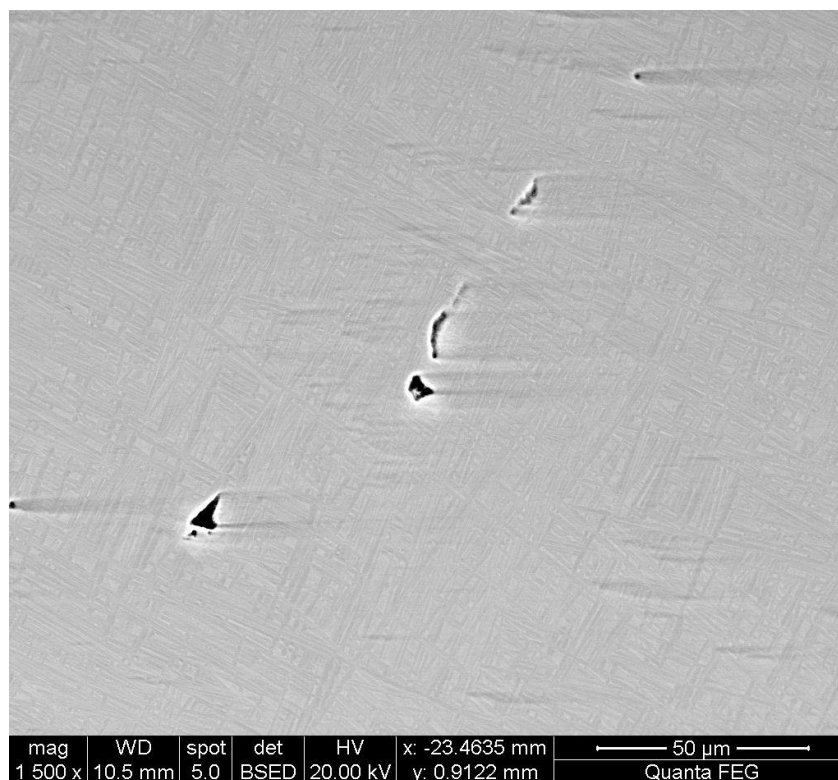


Рис. 3.8 - РЭМ изображение микроструктуры сплава ВТ6 (режим обратно-рассеянных электронов). Строчечное образование дефектов неправильной формы

3.3 Образец сплава Ti6Al4V полученный с использованием WAAM технологии (GEFERTEC)

На рисунке 3.9 приведено изображение поверхности наплавленного образца, на котором отчетливо видна структура кристаллизовавшихся из расплава зерен.

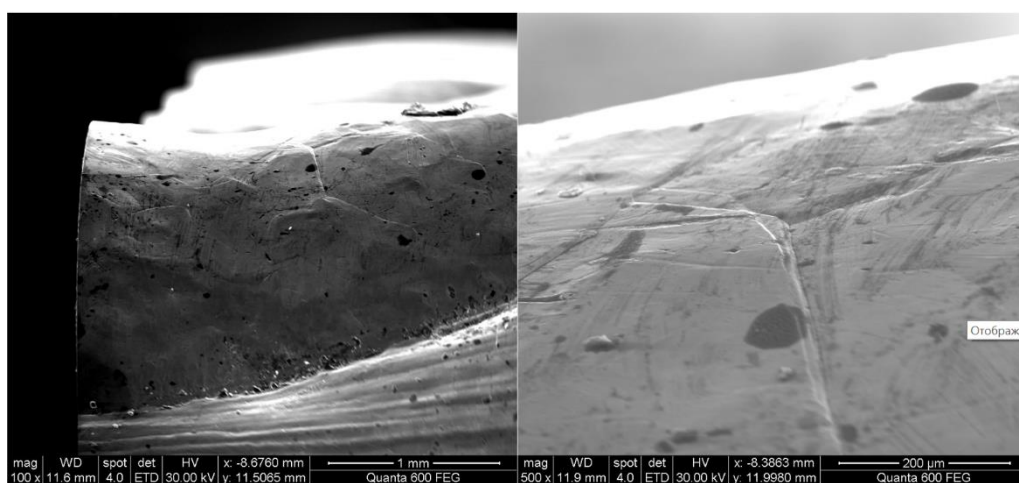


Рис. 3.9 - Изображение необработанной поверхности наплавленного сплава Ti6Al4V

На рисунке 3.10 представлен общий вид поперечного и продольного сечений образца сплава Ti6Al4V, полученного методом аддитивного производства, использующий дуговую сварку для сплавления металлической проволоки (WAAM).

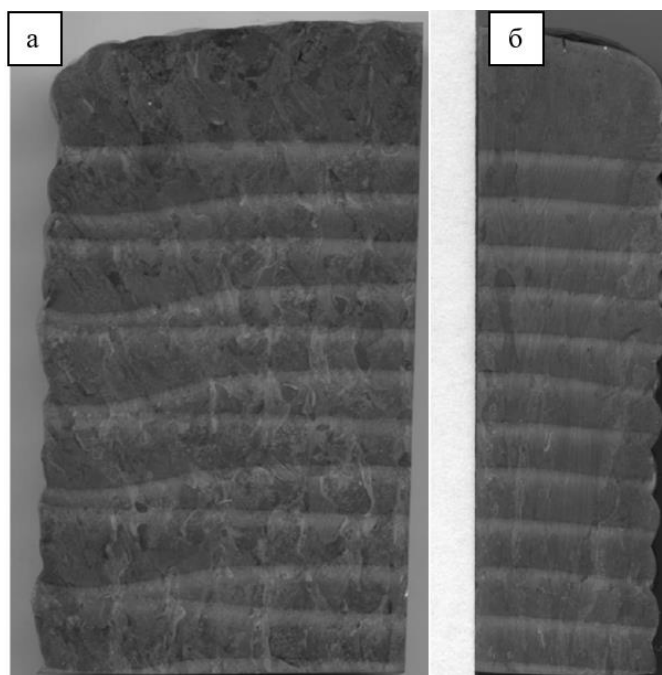


Рис. 3.10 – Скан-изображение образца сплава Ti6Al4V GEFERTEC. Продольное (а) и поперечное (б) сечение образца

На поверхности травленого шлифа (Рис. 1) можно видеть границы, кристаллизовавшейся при высокой температуре β -фазы, согласно которым размер исходных кристаллов ОЦК титана лежит в диапазоне 0,5-4 мм. В процессе охлаждения материал претерпевает фазовое превращение $\beta \rightarrow \alpha + \beta$, в результате которого происходит формирование видманштеттовой структуры (Рис. 2): зерна ГПУ титана выделяются в виде переплетающихся игл, между которыми образуются прослойки ОЦК-титана. Согласно данным рентгенофазового анализа (Рис. 3) α -фаза с параметрами кристаллической решетки $a=2,926 \text{ \AA}$ и $c=4,670 \text{ \AA}$ представлена в количестве $\sim 95\%$, β -фаза с параметром кристаллической решетки $b=3,222 \text{ \AA}$ - $\sim 5\%$. Другие фазы не обнаруживаются.

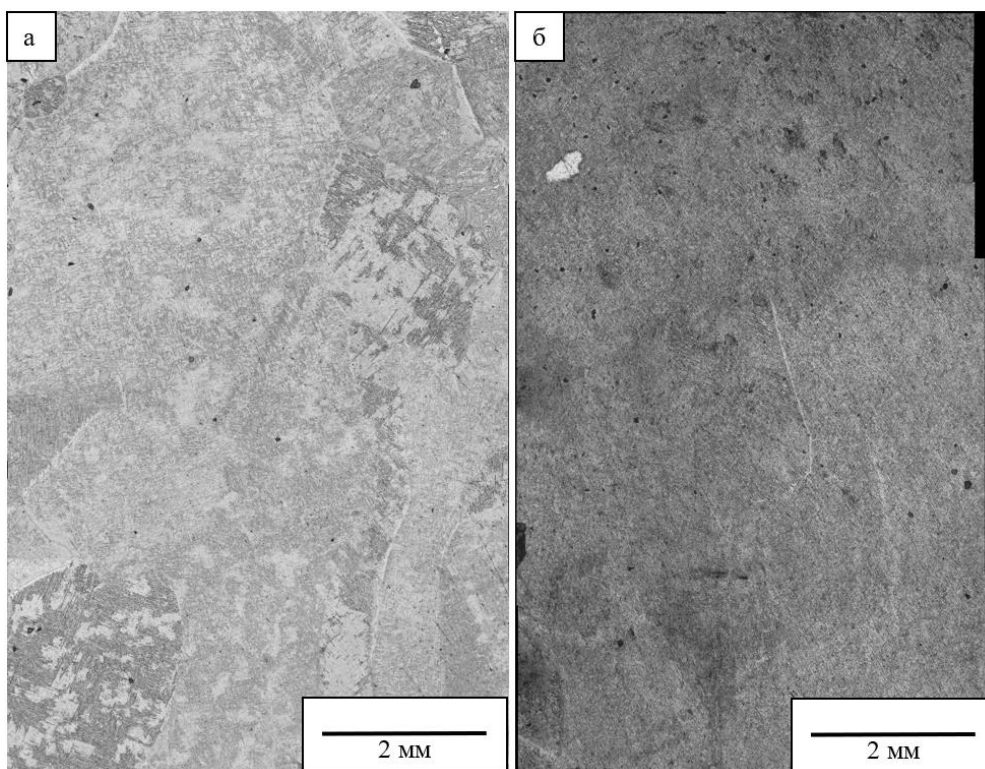


Рис. 1 - Продольное (а) и поперечное (б) сечение образца. Оптическая металлография

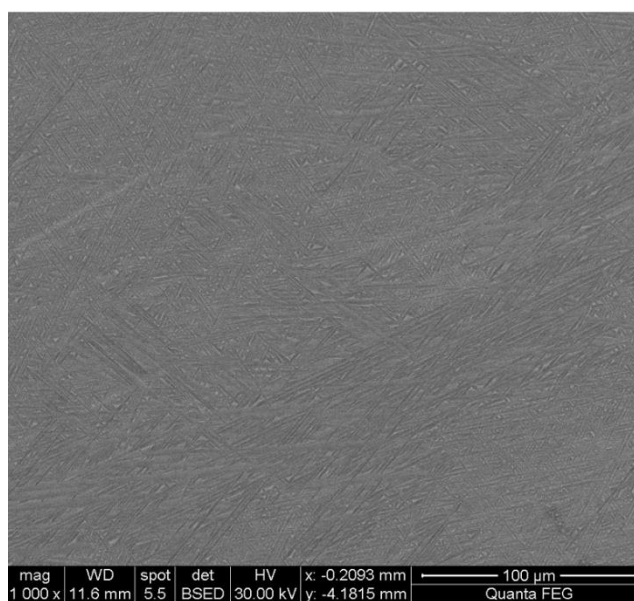


Рис. 2 - Микроструктура сплава Ti6Al4V Gefertec, полученного методом WAAM наплавки. РЭМ (режим обратно-рассеянных электронов)

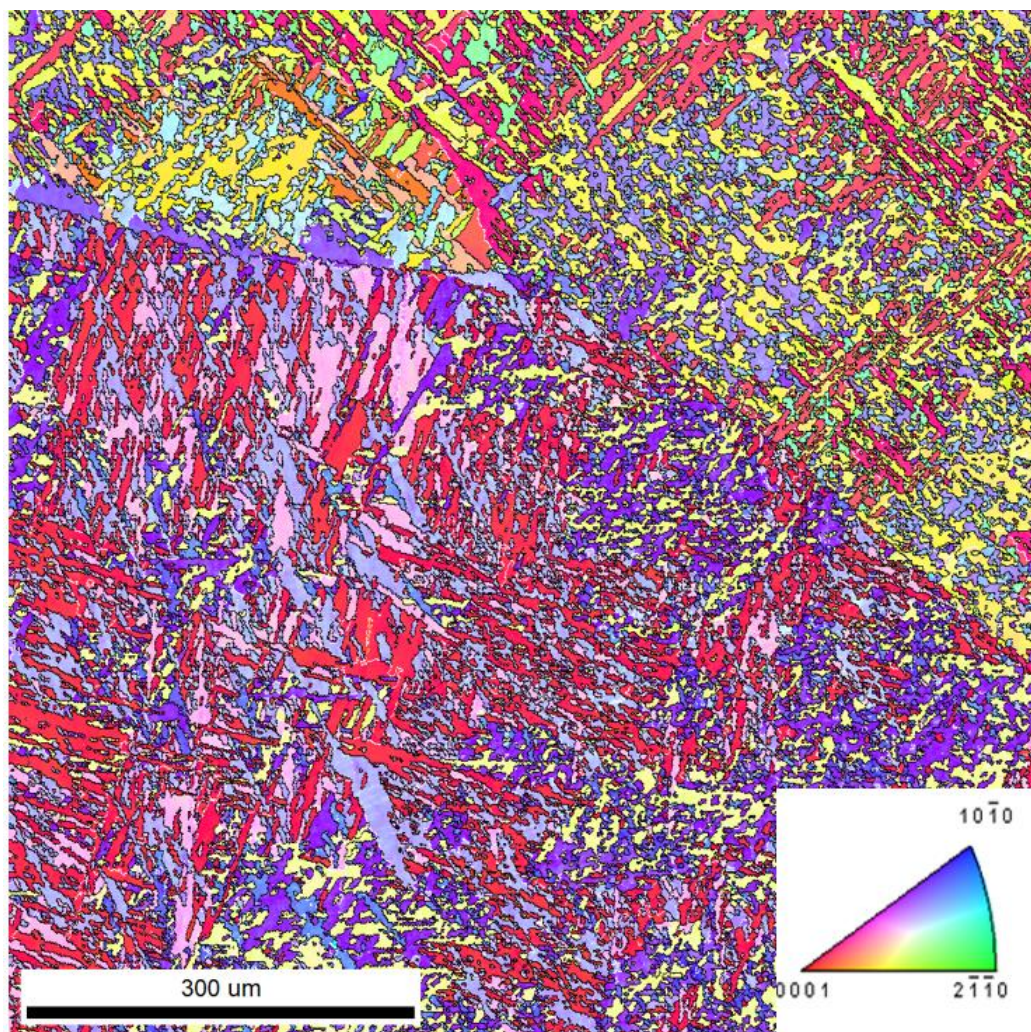


Рис. 3.13 - Карта распределения ориентировок в сплаве Ti6Al4V Gefertec.

Дифракция обратно-рассеянных электронов

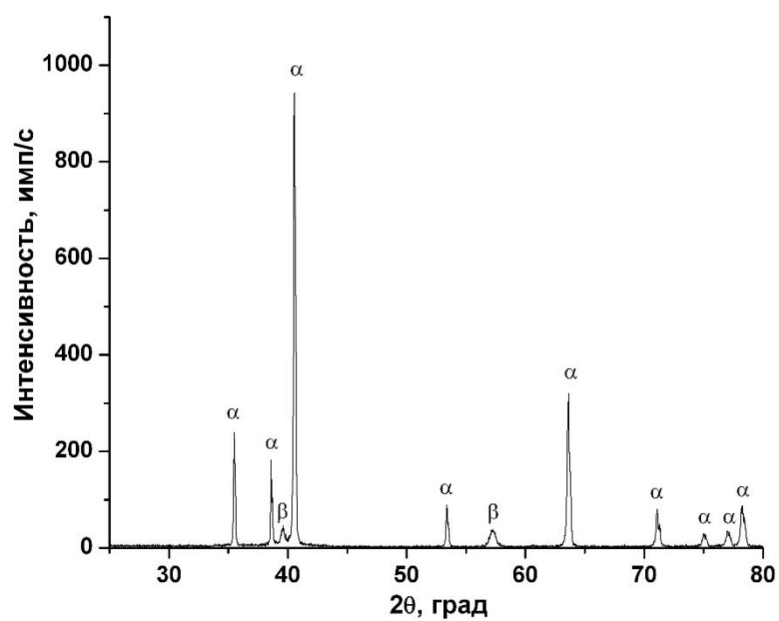


Рис. 3 - Рентгенограмма сплава Ti6Al4V GEFERTEC

Методами оптической металлографии и растровой электронной микроскопии в структуре наплавленного образца обнаруживаются два типа дефектов: круглые поры размерами 1-10 мкм, равномерно распределенные в объеме материала (Рис. 4), и крупные поры неправильной формы размерами до 40 мкм, собранные в группы по несколько штук (Рис. 5).

Также на полированном шлифе наблюдаются включения размерами 1-20 мкм (Рис.), элементный состав которых приведен на рисунке 3.18. Поскольку для шлифовки использовались диски с нанесенным на них карбидом кремния, то нельзя исключать вариант внесения частиц абразива в поры. Полученные РЭМ изображения не дают возможность исключить данный вариант возникновения включений.

Анализ макронапряжений, проведенный методом $\text{Sin}^2\psi$, показал, что уровень остаточных напряжений сжатия находится на незначительном уровне ~-15 МПа.

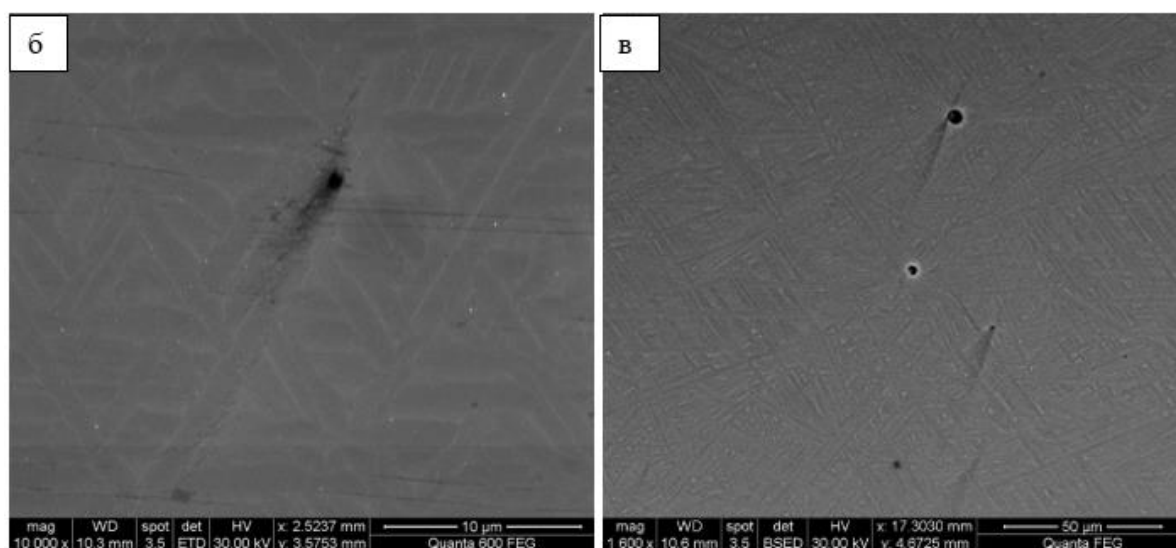
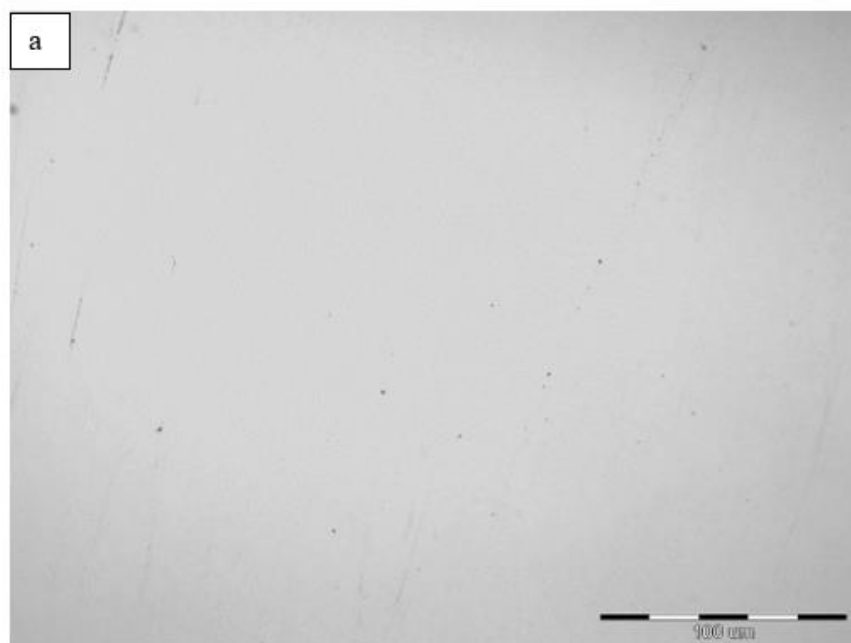


Рис. 4 - Изображение дефектов в структуре сплава Ti6Al4V GEFERTES:
а – оптическая металлография; б, в – РЭМ (режим обратно-рассеянных электронов)

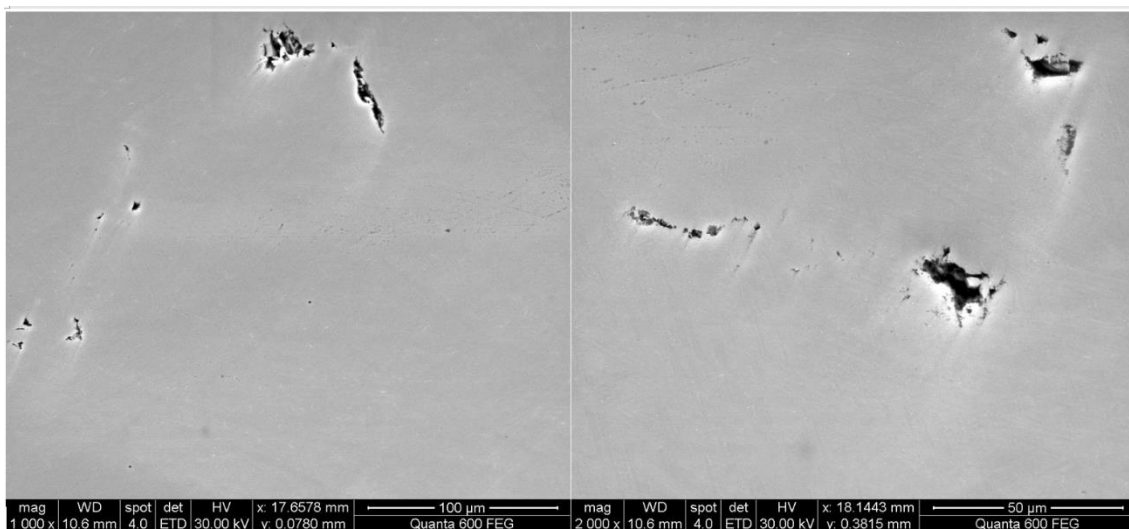


Рис. 5 - Дефекты в структуре сплава Ti6Al4V GEFERTEC (РЭМ, изображение в режиме вторичных электронов)

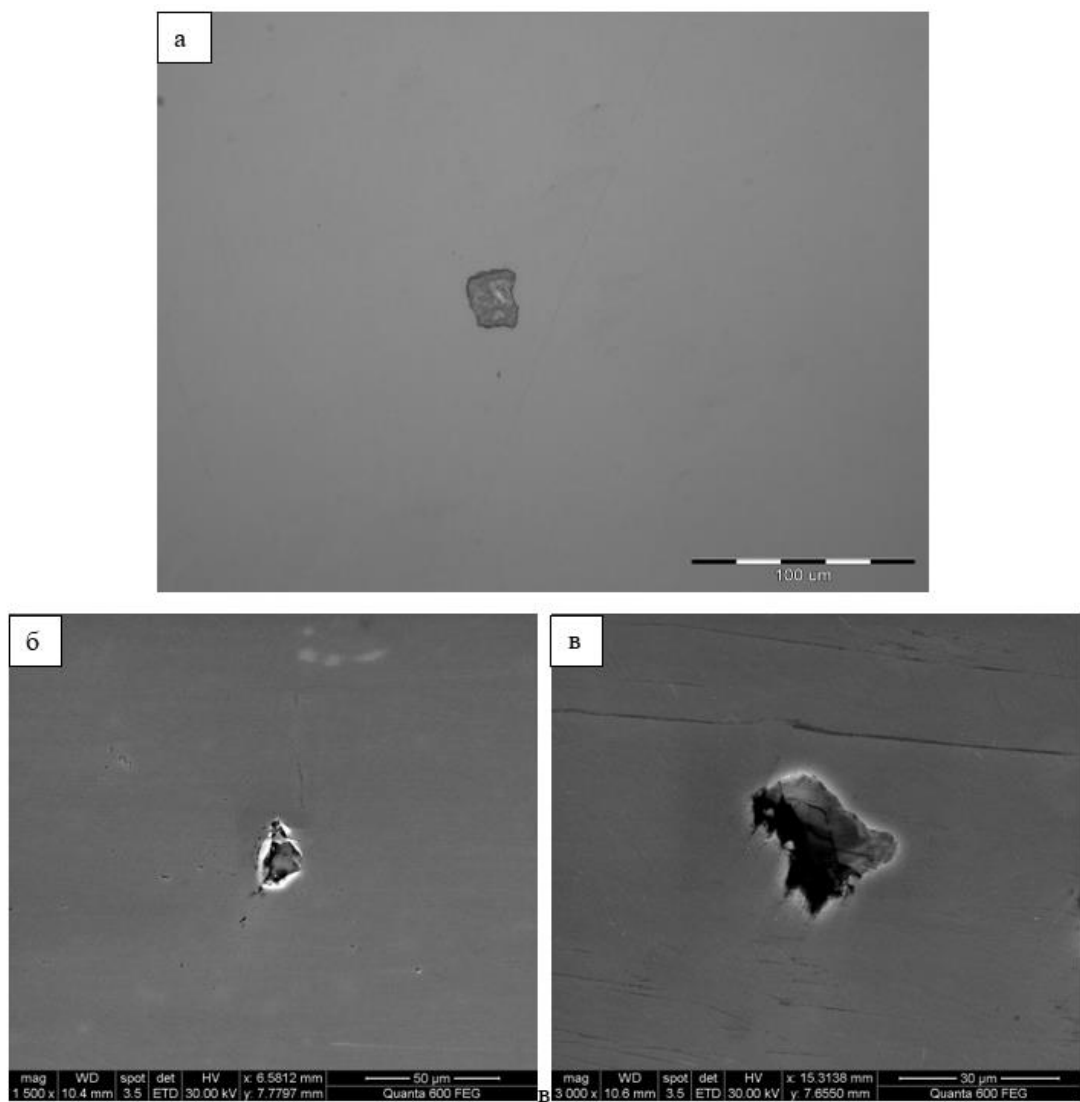


Рис. 3.17 - Изображение включений в структуре сплава Ti6Al4V GEFERTEC: а – оптическая металлография; б, в – РЭМ (режим вторичных электронов)

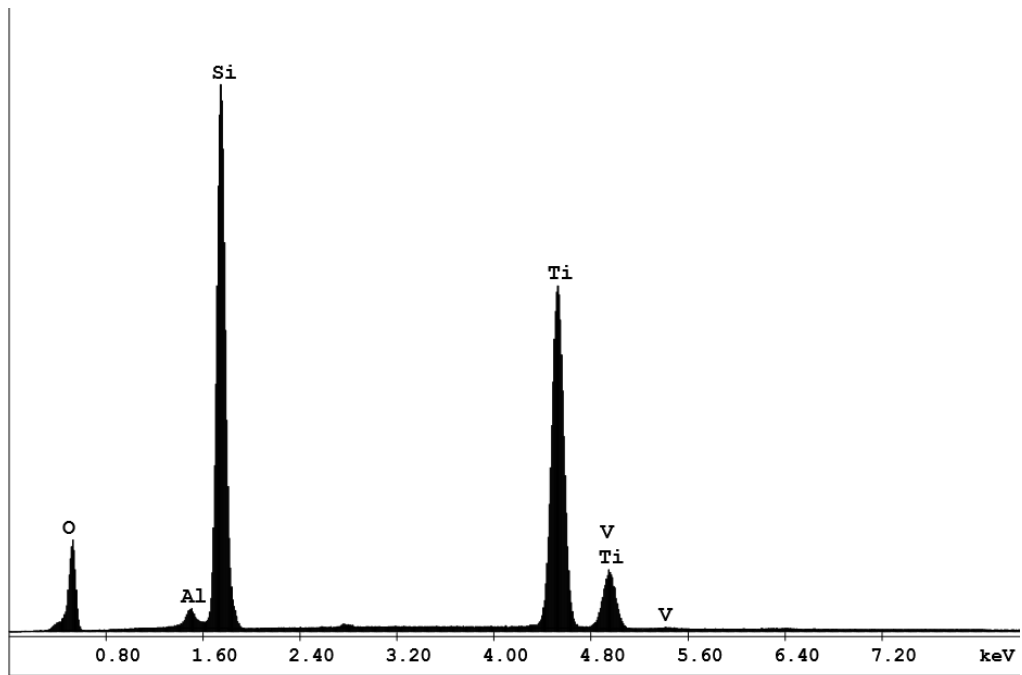


Рис. 3.18 - Энергодисперсионный спектр от крупных включений.

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТЬ

При послойном “выращивании” изделия в процессе производства методами аддитивных технологий обеспечивается почти безотходное производство. Например, в случае использования традиционных методов расход материала может составлять до 80%, тогда как для АП он составляет 5% [1].

Помимо экономии материала аддитивные технологии в некоторых случаях позволяют исключить необходимость постобработки, стоимость которых может привести к значительным материальным затратам. Также свойства материалов могут сравнимыми, и возможно даже выше, чем у материалов полученными традиционными способами, например такими как литье [1].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Анализ микроструктуры показали, что во всех исследованных в работе материалах формируется характерная для сплава ВТ6 видманштеттова структура. Так же во всех образцах наблюдается образование отдельных областей в зонах термического влияния, появление которых связано с протеканием $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ превращения.

2. Исследования влияния ультразвукового воздействия на микроструктуру наплавленных слоев титанового сплава ВТ6 показало, что в случае подведения ультразвукового волновода формируется структура с существенно меньшим средним размером зерна по сравнению с микроструктурой, полученной без ультразвукового воздействия.

3. Испытания на растяжения показали, что значение предела прочности и пластичность сплава ВТ6, наплавленного в условиях воздействия ультразвука, сравнимы с соответствующими значениями для сплава Ti6Al4V, наплавленного методами WAAM, известных производителей.

4. В результате исследования образца сплава ВТ6, наплавленного методом TIG с использованием проволоки производства АО ЧМЗ, было обнаружено, что в структуре материала имеются единичные дефекты двух типов: газовые поры размерами до 5 мкм и дефекты неправильной формы, расположенные строчечно. Появление последних предположительно связано с загрязнениями, на поверхности проволоки, использованной при наплавке. Тем не менее дефектность полученного материала существенно ниже чем у образца производства Gefertec.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Flower, H.M., High performance materials in aerospace. 1st ed. 1995, London ; New York: Chapman & Hall., стр. 382.
2. Vlcek, J., Technological Assessment of Selective Electron Beam Melting (SEBM) Technology 2007, EADS Innovation Works: UK.
3. Dutta., Additive manufacturing by direct metal deposition // Advanced materials & processes. – 2011. – стр. 33–36.
4. Ding Y., Dwivedi R., Kovacevic R. Processplanning for 8-axis robotized laser-based direct metal deposition (LBDMD) system: a case on building revolved parts // Robotics and Computer-Intergrated Manufacturing. – 2017. – № 44. – стр. 67.
5. Vandenbroucke, B. and J.-P.r.K. uth, Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts. Rapid Prototyping Journal, 2007. 13(4): стр. 196 – 203.
6. Murr, L.E., Gaytan, S. M., Medina, F., Lopez, M. I., Martinez, E., Wicker, R. B., Additive Layered Manufacturing of Reticulated Ti-6Al-4V Biomedical Mesh Structures by Electron Beam Melting, in 25th Southern Biomedical Engineering Conference 2009, 15 – 17 May 2009, Miami, Florida, USA. 2009. стр. 23-28.
7. Hoeges, S., Lindner, M., Fischer, H., Meiners, W., Wissenbach, K., Manufacturing of bone substitute implants using Selective Laser Melting, in 4th European Conference of the International Federation for Medical and Biological Engineering. 2009. стр. 2230-2234.
8. D. Ding и другие Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 811, № 4. – стр. 465–481.
9. Bonaccorso F., Cantelli L., Muscato G. Arc welding control for shaped metal deposition process // IFAC Proceedings Volumes. – 2011. – Vol. 44. – P. 11636–11641.

10. D. Ding и другие Towards an automated robotic arc-welding-based additive manufacturing system from CAD to finished part // *Comput Aided Des.* – 2016. – № 73. – стр. 66–75.
11. X. Xiong и другие. Metal direct prototyping by using hybrid plasma deposition and milling // *J Mater Process Technol.* – 2009. – № 209. – стр. 124–130.
12. H. Wang, W. Jiang, M. Valant, R. Kovacevic Micro plasma powder deposition as a new solid freeform fabrication process // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers.* – 2003. – № 217. – стр. 1641–1650.
13. Cheng B., Chou K. Geometric consideration of support structures in part overhang fabrications by electron beam additive manufacturing. *Computer-Aided Design*, 2015, no. 69, стр. 102–111.
14. Е.В. Коллингз и другие. Физическое металловедение титановых сплавов. // *Battelle memorial institute Columbus, Ohio* – 1984 – стр. 12.
15. Alphons Anandaraj Antonysamy. Microstructure, Texture and Mechanical Property Evolution during Additive Manufacturing of Ti6Al4V Alloy for Aerospace Applications 2012 стр. 116.
16. Б.Б. Чечулин, С.С. Ушков, И.Н. Разуваева, В.Н. Гольдфайн Титановые сплавы в машиностроении // *Ленинград Машиностроение* – 1977–стр. 5–17.
17. Л. С. Мороз, Б. Б. Чечулин, И. В. Полин и др. Титан и его сплавы // *Л. Судпромгиз*, 1960. т. 1, стр. 516.
18. Хесин Ю. Д. Термическая обработка двухфазных сплавов титана. // *В КН.: Металловедение. Л., «Судостроение», 1959, т. 3, с. 299–303.*
19. Мороз Л. С., Хесин Ю. Д., Белова О. С. Исследование взаимосвязи между структурой и свойствами титановых сплавов // *МиТОМ*, 1963, стр. 58.
20. Алферова Н. С., Шевченко В. Н. О рекристаллизации холодно-деформированных титановых сплавов. – В кн.: Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов // *Печатный дом «Наука», 1969, стр. 153–160.*

21. Савицкий Е. Н., Тылкина М. А.о Цыганкова И. А. Влияние легирующих добавок на температуру рекристаллизации и механические свойства титана // «Известия АН СССР» (Сер. Metallургия и топливо), 1958, т. 3, с. 96–99.
22. ГОСТ 19807-91 Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки.
23. Anthony R. McAndrew, Marta Alvarez Rosales, Paul A. Colegrove,*, Jan R. Hönnige, Alistair Ho, Romain Fayolle, Kamal Eyitayo, Ioan Stan, Punyawee Sukrongpang, Antoine Crochemore, Zsolt Pinter Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire+arc additively manufactured features for microstructural refinement// University of Manchester, Manchester, Greater Manchester, M13 9PL, UK стр. 341.
24. «Приготовление образцов для металлографического исследования микроструктуры» / С.В. Литовченко, В.Г. Кириченко, Е.А. Доценко, С.Ю. Кочетова.
25. «Металлы. Методы испытаний на растяжение» / ГОСТ №1497-84:
26. А.М.Реков, В.Т. Корниенко, Э.О. Корниенко «Определение параметров прецизионных малобазных делительных сеток по их изображениям» // РАН, 2010. С. 131–138.
27. С.С. Горелик Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев «Рентгенографический и электронно-оптический анализ».
28. WAAM mechanical properties.- Cranfield manufacturing Стр.8