

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ**

---

**Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования «Национальный исследовательский технологический  
университет «МИСИС»**

*На правах рукописи*

---

*Подпись аспиранта*

Долбачев Александр Петрович

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ  
СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ С  
ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ ПОСЛОЙНОГО ЛАЗЕРНОГО  
СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ**

Специальность 2.6.1

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация  
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор  
Белов Николай Александрович

Москва, 2023

## ОГЛАВЛЕНИЕ

|                                                                                              |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ .....                                                              | 10 |
| 1.1 Двойная диаграмма системы Ti-Al.....                                                     | 10 |
| 1.2 Типичные микроструктуры сплавов на основе алюминидов титана и их характеристики .....    | 16 |
| 1.3 Влияние легирующих элементов на микроструктуру сплавов на основе алюминидов титана ..... | 19 |
| 1.4 Методы получения изделий из сплавов на основе алюминидов титана .....                    | 23 |
| 1.4.1 Центробежное литье по выплавляемым моделям .....                                       | 23 |
| 1.4.2 Обработка давлением .....                                                              | 24 |
| 1.4.3 Порошковая металлургия.....                                                            | 26 |
| 1.4.4 Селективное лазерное плавление .....                                                   | 26 |
| ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 1 .....                                                                      | 29 |
| 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ .....                                                    | 31 |
| 3 РАСЧЕТ ФАЗОВОГО СОСТАВА.....                                                               | 38 |
| 3.1 Двойная система Ti-Al.....                                                               | 38 |
| 3.2 Тройная система Ti-Al-Nb.....                                                            | 42 |
| 3.2.1 Политермические разрезы.....                                                           | 42 |
| 3.2.2 Изотермические разрезы .....                                                           | 50 |
| 3.2.3 Фазовый состав тройных сплавов .....                                                   | 58 |
| ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3 .....                                                                      | 79 |
| 4. ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА С<br>ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЛЮМИНИЯ .....      | 81 |
| 4.1 Двойные сплавы Ti-Al с повышенным содержанием алюминия.....                              | 81 |
| 4.1.1 Микроструктурные исследования.....                                                     | 81 |

|                                                                                                     |     |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 4.1.2 Микротвердость .....                                                                          | 85  |
| 4.2 Тройные сплавы Ti-Al-X с повышенным содержанием алюминия.....                                   | 85  |
| 4.2.1 Микроструктурные исследования.....                                                            | 85  |
| 4.2.2 Микротвердость .....                                                                          | 88  |
| ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4 .....                                                                             | 89  |
| 5 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО<br>ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ СПЛАВА Ti-50Al.....     | 90  |
| 5.1 Исследование единичных треков из смеси Ti-50Al.....                                             | 92  |
| 5.1.1 Морфология единичных треков .....                                                             | 92  |
| 5.1.2 Микроструктура единичных треков .....                                                         | 99  |
| 5.1.3 Микротвердость .....                                                                          | 102 |
| 5.2 Исследование компактных образцов из смеси Ti-50Al.....                                          | 103 |
| 5.2.1 Исследование микроструктуры компактных образцов из смеси Ti-50Al.                             | 103 |
| 5.2.2 Микротвердость .....                                                                          | 111 |
| ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5 .....                                                                             | 111 |
| 6 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО<br>ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ СПЛАВА Ti-45Al-5Nb..... | 113 |
| 6.1 Исследование единичных треков из смеси Ti-45Al-5Nb .....                                        | 115 |
| 6.1.1 Морфология единичных треков .....                                                             | 115 |
| 6.1.2 Микроструктура единичных треков .....                                                         | 119 |
| 6.2 Исследование компактных образцов из смеси Ti-45Al-5Nb .....                                     | 121 |
| 6.2.1 Исследование микроструктуры компактных образцов из смеси Ti-45Al-<br>5Nb .....                | 121 |
| 6.2.2 Исследование компактных образцов из смеси Ti-45Al-5Nb после<br>осаждения.....                 | 125 |
| 6.2.3 Микротвердость .....                                                                          | 127 |

|                                           |     |
|-------------------------------------------|-----|
| ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ОБЩИЕ ВЫВОодЫ ПО РАБОТЕ..... | 129 |
| СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....                    | 131 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ А .....                        | 141 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....                         | 150 |

## ВВЕДЕНИЕ

### Актуальность проблемы

Алюминиды титана изучаются длительное время и являются широко признанными материалами с низкой плотностью, работающими при высоких температурах. Основной интерес пал на гамма-алюминиды титана ( $\text{TiAl-}\gamma$ ), которые в основном состоят из  $\gamma$  фазы и рассматриваются как перспективные материалы для применения в авиационных двигателях. По сравнению с другими материалами, такими как сплавы на основе никеля, интерметаллические гамма титановые сплавы обладают низкой плотностью от 3,9 до 4,2 г/см<sup>3</sup>, высокими показателями удельной прочности и ползучести при высоких температурах. Алюминиды титана обладают лучшей стойкостью к окислению, чем обычные титановые сплавы. Упорядоченная структура гамма-сплавов делает их достаточно хрупкими. Принимая во внимание хрупкость при комнатной температуре как ограничивающий фактор для более широкого применения данных сплавов, усилия по разработке сплавов были сосредоточены в основном на бинарном сплаве состава  $\text{Ti-(44-50)Al}$  (ат. %), обладающем более высокой пластичностью из-за дуплексной  $\gamma+\alpha_2$  микроструктуры. Легирование дополнительными элементами позволяет повысить их свойства, в частности пластичность.

В целях поиска оптимального метода получения изделий из алюминидов титана новых составов, были разработаны различные способы такие как литье, термомеханическая обработка, порошковая металлургии. Однако главными недостатками данных способов являются энергозатратные и трудоемкие процессы их изготовления.

В связи с этим, использование аддитивных технологий для получения изделий на основе  $\gamma$  алюминидов титана является перспективным направлением. Данный метод позволяет получать готовые изделия сложной конфигурации с размерами максимально близкими к номинальным. Одним из таких методов является метод селективного лазерного плавления (СЛП). Однако одним из ограничивающих факторов применения данного метода является сложность

изготовления порошковых материалов сложного состава. Возможным решением данной проблемы может являться использование механической смеси, состоящей из элементарных порошков, позволяющей получать изделия с заданным химическим составом непосредственно в процессе лазерного плавления порошка.

### **Цель работы**

Проведение экспериментальных исследований структуры, фазового состава и свойств гамма сплавов на основе алюминидов титана, полученных из смеси элементарных порошков с помощью селективного лазерного плавления.

Для выполнения поставленной цели были сформулированы задачи:

1. Расчетным методом провести анализ фазового состава тройных сплавов систем Ti-Al-X(Nb,Mn,Mo,Cr,Zr,W,V,Si) в условиях равновесной и неравновесной кристаллизации.

2. Анализ возможности получения сплавов на основе алюминида  $Al_3Ti$  методом литья.

3. Анализ возможности получения изделий из смеси элементарных порошков с помощью селективного лазерного плавления.

4. Подбор режимов селективного лазерного плавления для получения изделий из двойных и тройных сплавов на основе алюминидов титана с использованием механической смеси элементарных порошков.

5. Исследование микроструктуры и свойств титановых гамма сплавов, полученных методом селективного лазерного плавления.

6. Исследование влияния термической обработки на структуру, фазовый состав, твердость и деформационную пластичность экспериментальных образцов сплавов на основе гамма алюминидов титана, полученных методом селективного лазерного плавления.

### **Научная новизна**

1. На основе количественного анализа тройных сплавов систем Ti-Al- X (Nb,Zr,Cr,V,Mo,Mn,W,Si) показано, что во всем диапазоне концентраций

неравновесный интервал кристаллизации составляет более 180 °С, что предполагает образование горячих трещин при кристаллизации.

2. Установлено, что получения сплавов на основе алюминида  $\text{Al}_3\text{Ti}$  методом литья практически невозможно из-за неизбежной первичной кристаллизации грубых первичных кристаллов, приводящих к охрупчиванию.

3. На примере сплава Ti-45Al-5Nb (ат.%) установлена принципиальная возможность получения изделий гамма сплавов на основе алюминидов титана из смеси элементарных порошков титана, алюминия и ниобия с помощью селективного лазерного плавления (СЛП).

4. Показано, что в результате СЛП происходит формирование структуры на основе эвтектоида ( $\alpha_2+\gamma$ ), характерной для гамма-сплавов, получаемых традиционными методами

5. Показано, что нагрев до 600 °С в течение 1 часа сохраняет исходную твердость (около 450 HV), а нагрев при 700 °С незначительно снижает ее (на 18%) что предполагает высокие характеристики жаропрочности.

6. Показано, что образцы тройного сплава, изготовленные методом СЛП, обладают достаточной деформационной пластичностью, что позволяет проводить 2-кратную осадку при 1050 °С.

### **Практическая значимость**

1. Проведен расчет фазового состава тройных сплавов систем Ti-Al- X (Nb,Zr,Cr,V,Mo,Mn,W,Si), что позволило создать базы данных (включая изотермические и политермические разрезы, а также данные по количеству фаз), которые могут быть использованы в дальнейших работах при выборе оптимальных концентраций легирующих элементов.

2. Полученные данные по режимам селективного лазерного плавления двойного Ti- 50Al и тройного Ti-45Al-5Nb (ат.%) гамма сплава могут быть использованы для проведения дальнейших исследований с целью оптимизации процесса получения качественных объемных изделий.

3. Результаты диссертации внедрены в учебный процесс НИТУ «МИСиС» в дисциплине «Материаловедения легких сплавов»

### **Положения выносимые на защиту**

1. Результаты расчета фазового состава тройных сплавов системы Ti-Al- X (Nb,Zr,Cr,V,Mo,Mn,W,Si).

2. Результаты получения сплавов на основе алюминида  $Al_3Ti$  методом литья.

3. Результаты структурных исследований процесса синтеза двойного титанового гамма-сплава методом СЛП

4. Результаты структурных исследований процесса синтеза тройного сплава на основе гамма алюминида титана с последующей термической обработкой.

### **Апробация работы**

НИТУ «МИСиС» получен грант РФФИ в рамках конкурса «Аспиранты» № 20-33-90077. Основные положения и результаты выпускной квалификационной работы были представлены на следующих конференциях: X Всероссийская научно-техническая конференция молодых специалистов, 2019, Уфа; III INTERNATIONAL CONFERENCE AND SCHOOL «Synthesis, structure, and properties of high-entropy materials» October 12-14, 2021; Международная научно-техническая конференция «ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА» 24 - 26 мая 2022 г. МГТУ им. Н.Э. Баумана; Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов 25-27 октября 2022 г.

### **Публикации**

По результатам проведенных исследований было опубликовано 4 печатные работы в журналах, входящих в базы данным Web of Science (Core Collection)/Scopus.

### **Достоверность научных результатов**

О надежности результатов свидетельствует повторяемость результатов, публикации в журналах, входящих в Web of Science (Core Collection)/Scopus. Все испытания проводились согласно рекомендациям действующих ГОСТов. Текст научного доклада проверен на отсутствие плагиата с помощью программы "Антиплагиат" (<http://antiplagiat.ru>).

**Личный вклад автора** состоит в проведении литературного обзора; формировании плана экспериментов; проведении экспериментальных исследований; анализе и обработке результатов экспериментов, подготовке научных статей и выступлении на научных конференциях.

### **Структура и объем диссертации**

Научно квалификационная работа состоит из введения, шести глав, общих выводов, а также списка литературы из 100 источников. Работа изложена на 150 страницах, содержит 66 рисунков и 34 таблицы.

## ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

### 1.1 Двойная диаграмма системы Ti–Al

Согласно двойной фазовой диаграмме Ti–Al, представленной на рисунке 1 [1], существует несколько типичных фаз:  $\beta$ ,  $\beta_0$ ,  $\alpha$ ,  $\alpha_2$  и  $\gamma$  для сплавов с содержанием алюминия от 42 до 48 (ат. %). В таблице 1 приведены кристаллографические данные (символ Пирсона, пространственная группа, параметры структуры и решетки) соответствующих фаз, присутствующих в сплавах [2-5]. Фазовые превращения происходят в соответствии с определенным соотношением ориентации в определенном диапазоне температур. Фаза  $\beta$ -Ti, содержание Al в которой может достигать 44 (ат. %), начинает затвердевать при температуре линии ликвидуса (самая низкая - 1500°C). При более низких температурах в диапазоне от 1200 до 1400 °C неупорядоченная  $\beta$ -фаза с объёмно-центрированной кубической структурой (A2), преобразуется в упорядоченную  $\beta_0$ -фазу со структурой B2. Следует отметить, что температуры упорядоченного перехода к неупорядоченному демонстрируют большое несоответствие между расчетными и экспериментальными результатами, т. е. температура перехода намного ниже значения, предсказанного ThermoCalc [6,7]. Когда температура продолжает снижаться до температуры  $\alpha$ -трансуса ( $T_\alpha$ ),  $\beta$ -фаза переходит в фазу  $\alpha$  по ориентационной зависимости  $\{110\}_\beta \parallel 0001)_\alpha$  и  $\langle 111 \rangle_\beta \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$  [8]. Поскольку ВСС  $\beta$ -фаза имеет шесть плоскостей скольжения и два направления скольжения, что приводит к 12 вариантам, то фаза  $\alpha$  может образовываться с 12 вариантами ориентации.

$\alpha$ -Ti фаза представляет собой неупорядоченную гексагональную структуру A3. Упорядоченные  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al фазы могут образовываться при неупорядоченном переходе к упорядоченному.  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al фаза представляет собой гексагональную структуру D<sub>0</sub>19 с содержанием Al от 21 до 38 (ат. %).  $\gamma$ -TiAl фаза является еще одной критической фазой с центрированной тетрагональной структурой L10, с содержанием алюминия от 47 до 66 (ат. %). Когда температура снижается до

эвтектоидной, в  $\alpha$ -зернах могут образовываться пластины  $\gamma$ , ориентационной зависимости  $(0001)_{\alpha_2} \parallel \{111\}_{\gamma}$  и  $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2} \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_{\gamma}$  [9].

Более того, в сплавах TiAl с повышенным содержанием Nb от 4 до 10 (ат. %),  $\beta/\beta_0$ -фаза может распадаться на фазу  $\omega$  или  $\omega''$  [10–13].  $\omega_0$ -Ti<sub>4</sub>Al<sub>3</sub>Nb имеет упорядоченную структуру B8<sub>2</sub>, имеющая ориентационную связь с  $\beta_0$  фазой, то есть  $\{111\}_{\beta_0} \parallel \{0001\}_{\omega_0}$  и  $\langle 1\bar{1}0 \rangle_{\beta_0} \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\omega_0}$  [11]. Кроме того,  $\omega''$ -Ti<sub>4</sub>Al<sub>3</sub>Nb фаза является метастабильной промежуточной фазой при полном превращении  $\beta_0 \rightarrow \omega'' \rightarrow \omega_0$ . Информация об  $\omega$ -схожих фазах обобщена в таблице 1 [2–5].

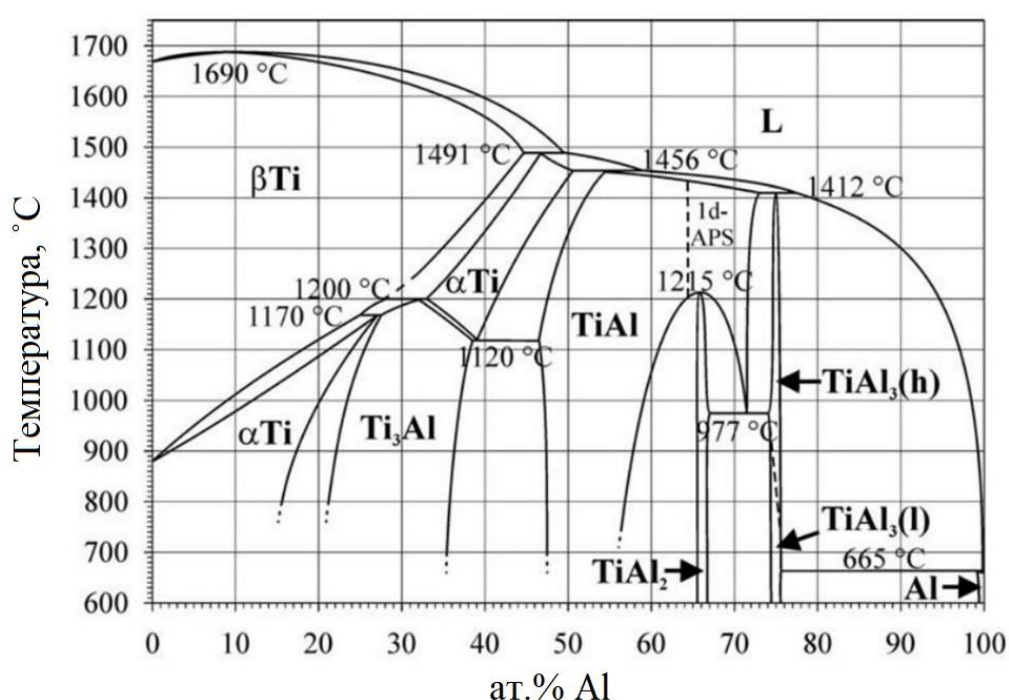


Рисунок 1 – Двойная фазовая диаграмма системы Ti–Al [1].

Таблица 1 – Кристаллографические данные фаз, присутствующих в титановых сплавах [10-13].

| Фаза            | Символ<br>Пирсона | Кристаллографическая<br>группа | Структура | Параметр<br>решетки, нм   |
|-----------------|-------------------|--------------------------------|-----------|---------------------------|
| 1               | 2                 | 3                              | 4         | 5                         |
| $\beta$ -Ti     | cI2               | $Im\bar{3}m$                   | A2        | $a=0.33065$               |
| $\beta_0$ -TiAl | cP2               | $Pm\bar{3}m$                   | B2        | $a=0.3189$<br>$a=0.29504$ |

Продолжение таблицы 1

| 1                                              | 2   | 3                    | 4                | 5                                |
|------------------------------------------------|-----|----------------------|------------------|----------------------------------|
| $\alpha$ -Ti                                   | hP2 | P6 <sub>3</sub> /mmc | A3               | c=0.46833<br>c/a=1.59<br>a=0.576 |
| $\alpha_2$ -Al <sub>3</sub> Ti                 | hP8 | P6 <sub>3</sub> /mmc | D0 <sub>19</sub> | c=0.4683<br>c/a=0.81             |
| $\gamma$ -TiAl                                 | tP4 | P4/mmm               | L1 <sub>0</sub>  | a=b=0.399<br>c=0.4062            |
| $\omega$ -Ti                                   | hP3 | P6/mmm               | -                | a=0.463<br>c=0.281               |
| $\omega_0$ -Ti <sub>4</sub> Al <sub>3</sub> Nb | hP6 | P6 <sub>3</sub> /mmc | B8 <sub>2</sub>  | c=0.55204                        |
| $\omega'$ -Ti <sub>4</sub> Al <sub>3</sub> Nb  | -   | P $\bar{3}$ m1       | -                | -                                |
| $\omega''$ -Ti <sub>4</sub> Al <sub>3</sub> Nb | -   | P $\bar{3}$ m1       | -                | a=0,45551<br>c=0.5542            |

Версия фазовой диаграммы для богатой алюминием части системы Ti-Al, которая основана на обширной экспериментальной работе, была разработана Шустером и Ипсером [21]. Эти авторы обнаружили семь интерметаллических соединений в диапазоне состава от 50 до 75 Al (ат. %). Они добавили фазу Ti<sub>1-x</sub>Al<sub>1+x</sub> наблюдаемую при 64 Al (ат. %), в высокотемпературную часть фазовой диаграммы. Интерметаллические соединения Ti<sub>5</sub>Al<sub>11</sub> и Ti<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> были включены в качестве двух отдельных фаз в высокотемпературную область этой системы. Однако никаких исследований фазовых равновесий в области низких температур ниже 970 °C не проводилось.

Версии расчетных фазовых диаграмм системы Ti-Al были представлены Murray [22], Kattner [23] и Zhang [24]. Однако в работе [22] рассматривались только интерметаллические фазы TiAl и TiAl<sub>3</sub> в богатой алюминием части этой системы. Kattner в своей работе [23] провел расчет, который включал фазы Ti<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> и TiAl<sub>2</sub> с низко- и высокотемпературной модификацией. В работе [24] представлен расчет

системы Ti-Al, основанный на улучшенном термодинамическом описании интерметаллических фаз.

Сплавы в диапазоне состава от  $Ti_{45}Al_{55}$  до  $Ti_{38}Al_{62}$  показывают наличие одной фазы TiAl. Высокотемпературная фаза  $Ti_{1-x}Al_{1+x}$  была обнаружена в сплавах состава от  $Ti_{37}Al_{63}$  до  $Ti_{35}Al_{65}$ .

Орторомбическая фаза  $TiAl_2$ , (тип  $ZrGa_2$ ) появляется в сплавах составов  $Ti_{36}Al_{64}$  до  $Ti_{32.7}Al_{67.3}$  вместе с  $Ti_{1-x}Al_{1+x}$  или  $Ti_5Al_{11}$ . Фаза  $TiAl_2$ , возникает только в литом состоянии. Проведение отжига при температурах до 1200 °C приводит к превращению в тетрагональную фазу  $TiAl_2$  (тип  $HfGa_2$ ). В результате термической обработки при температурах выше 1240 °C  $TiAl_2$ , превращается в тетрагональную фазу  $Ti_5Al_{11}$ . В связи с этими фактами  $TiAl_2$ , считался метастабильной фазой.

Отлитые образцы, содержащие от 70 до 74,75 Al (ат. %), имеют три фазы:  $Ti_5Al_{11}$ ,  $TiAl_3$  и твердый раствор Al(Ti). Сплавы в диапазоне состава от  $Ti_{25}Al_{75}$  до  $Ti_{20}Al_{80}$  содержат две фазы: высокотемпературную фазу  $TiAl_3$  и Al(Ti). Метастабильная фаза  $TiAl_3$  (типа  $Cu_3Au$ ) была получена с помощью закалки в воду [26].

Фаза  $Ti_{1-x}Al_{1+x}$ , эвтектоидно распадается в интервале температур от 1160 до 1180 °C на фазы TiAl и  $TiAl_2$ . Результаты исследований микроструктурных и рентгеноструктурных фазовых равновесий приведены в таблице 2 и включены в частичную фазовую диаграмму на рисунке 2. Металлографическое исследование сплава  $Ti_{36}Al_{64}$  (выдержка 8 часов при 1200 °C, 1 час при 1240 °C, закалка в воде) показало, что сплав  $Ti_{1-x}Al_{1+x}$  как однофазный (рисунок 3). Эвтектоидный распад  $Ti_{1-x}Al_{1+x}$  показан на микроструктуре сплава TiAl, термообработанного в течение 15 часов при 1100 °C (рисунок 4).

Таблица 2 – Инвариантные фазовые равновесия системы Ti-Al высоким содержанием алюминия

| Фазовые превращения                                                                                      | Температура, °C | Метод                    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------|--------------------------|
| Peritectic: $L + \alpha\text{-Ti(Al)} \rightleftharpoons \text{TiAl}$                                    | 1460            | —                        |
| Peritectic: $L + \text{TiAl} \rightleftharpoons \text{Ti}_{1-x}\text{Al}_{1+x}$                          | 1445            | —                        |
| Peritectic: $L + \text{Ti}_{1-x}\text{Al}_{1+x} \rightleftharpoons \text{Ti}_5\text{Al}_{11}$            | 1416            | —                        |
| Peritectic: $L + \text{Ti}_5\text{Al}_{11} \rightleftharpoons \text{TiAl}_3 \text{ (h)}$                 | 1387            | —                        |
| Eutectoid: $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_{1+x} \rightleftharpoons \text{TiAl} + \text{TiAl}_2$               | 1170            | X-ray and microstructure |
| Peritectoid: $\text{TiAl} + \text{TiAl}_2 \rightleftharpoons \text{Ti}_3\text{Al}_5$                     | 810             | X-ray                    |
| Polymorphic phase transformation: $\text{TiAl}_2 \rightleftharpoons \text{Ti}_5\text{Al}_{11}$           | 1215            | X-ray and microstructure |
| Eutectoid: $\text{Ti}_5\text{Al}_{11} \rightleftharpoons \text{Ti}_{1-x}\text{Al}_{1+x} + \text{TiAl}_2$ | $\approx 1200$  | (X-ray) proposal         |
| Eutectoid: $\text{Ti}_5\text{Al}_{11} \rightleftharpoons \text{TiAl}_2 + \text{TiAl}_3 \text{ (h)}$      | 995             | X-ray and microstructure |
| Peritectoid: $\text{TiAl}_2 + \text{TiAl}_3 \text{ (h)} \rightleftharpoons \text{TiAl}_3 \text{ (l)}$    | $\approx 950$   | X-ray                    |
| Metatectic: $\text{TiAl}_3 \text{ (h)} \rightleftharpoons \text{TiAl}_3 \text{ (l)} + L$                 | 735             | DTA heat and X-ray       |
| Peritectic: $L + \text{TiAl}_3 \text{ (h)} \rightleftharpoons \text{Al(Ti)}$                             | 665             | —                        |

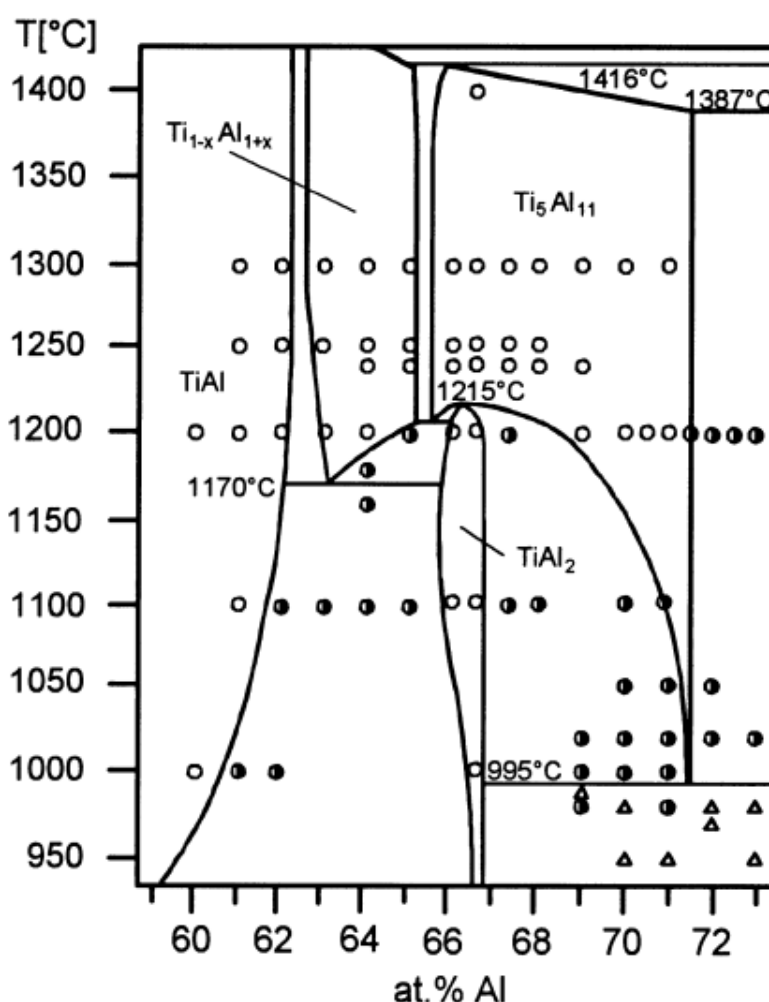


Рисунок 2 – Двойная фазовая диаграмма системы Ti–Al.

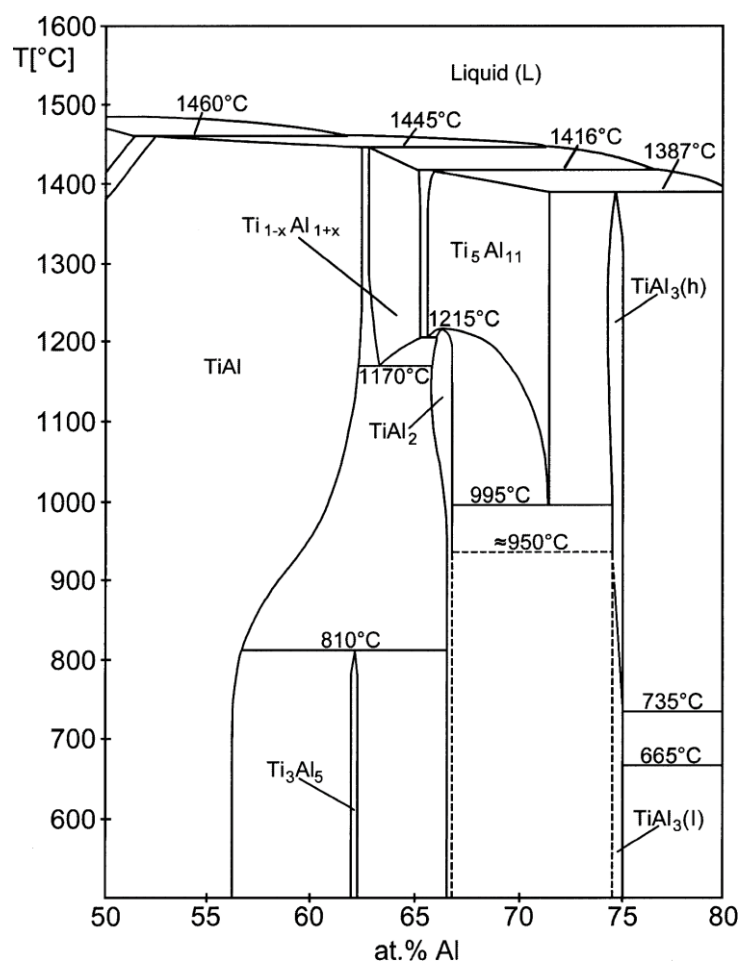


Рисунок 3 – Двойная фазовая диаграмма системы Ti–Al.

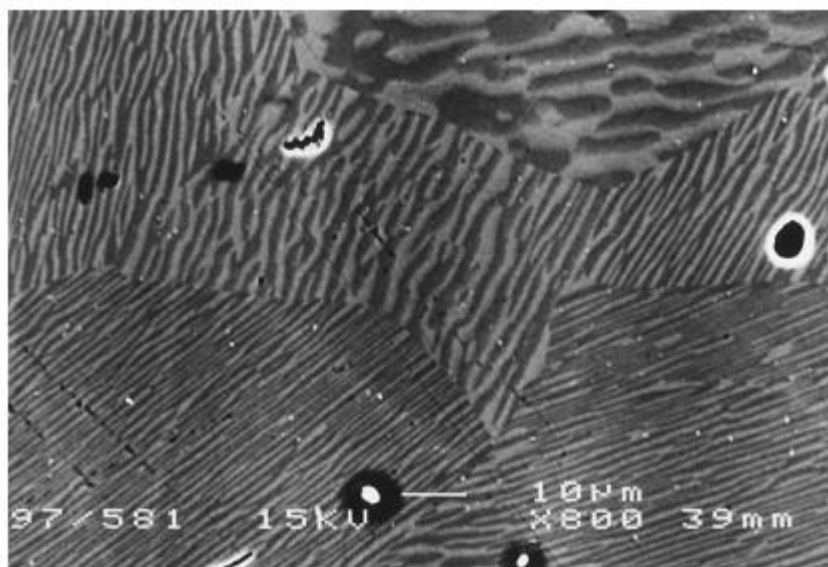


Рисунок 4 – Микроструктура сплава  $\text{Ti}_{36}\text{Al}_{64}$  1250  $^{\circ}\text{C}$ /4ч + 1100  $^{\circ}\text{C}$ /15ч состоящая из  $\text{TiAl}$  и  $\text{TiAl}_2$ , СЭМ.

## 1.2 Типичные микроструктуры сплавов на основе алюминидов титана и их характеристики

Однофазные сплавы TiAl, состоящие только из  $\gamma$  фазы, привлекли внимание благодаря высокой стойкости к коррозии в окружающей среде [10]. Однако они обладают низкой пластичностью при комнатной температуре, а также низкой ударной вязкостью, поэтому двухфазным сплавам TiAl уделяется больше внимания [11,12]. Двухфазные сплавы TiAl состоят из  $\gamma$ -TiAl фазы и фазы  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al с содержанием Al в диапазоне от 37 до 49 (ат. %) [14]. Они сочетают в себе высокотемпературную прочность, стойкость к ползучести и пластичность при комнатной температуре, которые тесно связаны с легированием дополнительными элементами, размерами зерен и микроструктурой [14]. Для улучшения горячей обработки сплавов, были внедрены многофазные TiAl сплавы содержащие ( $\alpha_2 + \beta + \gamma$ ) фазы, например сплавы TNM [7]. При дополнительном легировании большим количеством  $\beta$  стабилизаторов, таких как Nb, фаза  $\beta/\beta_0$  остается при комнатной температуре, что приводит к образованию многофазных TiAl сплавов.

Сплавы TiAl имеют четыре типичных микроструктуры: полностью пластинчатая, почти пластинчатая, дуплексная и близкая к  $\gamma$  (см. рис. 5) [10]. Эти микроструктуры могут быть получены путем изменения состава и термической обработки.

Полностью пластинчатая микроструктура состоит из  $\gamma$ -TiAl пластин и  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al, которая демонстрирует пластинчатую морфологию [11]. Данная микроструктура может быть получена путем нагрева сплава до однофазной  $\alpha$  области выше  $\alpha$ -трансус температуры  $T_\alpha$ , а затем его охлаждением (см. рис. 5а). Обычно она характеризуется крупными колониями размером сотни микрон [13]. Однако размер колонии также может быть уменьшен до нескольких десятков микрон путем легирования некоторыми элементами, например бор [15].

При нагреве сплава в двухфазную область ( $\alpha + \gamma$ ) (см. рис. 5в) и последующем охлаждении образуется дуплексная микроструктура, состоящая из пластинчатых колоний и равноосных  $\gamma$  зерен [16, 17]. Температура в ( $\alpha + \gamma$ ) фазовой области

соответствует температуре, при которой объемное отношение  $\gamma/\alpha$  близится к 1. Затем при охлаждении  $\alpha$  зёрна превращаются в  $\gamma/\alpha_2$ -пластинчатые колонии, в то время как  $\gamma$  зёрна остаются неизменными. В результате, типичная дуплексная микроструктура обычно состоит из 50%  $\gamma$  зерен и 50%  $\gamma/\alpha_2$  пластинчатых колоний. Типичные размеры зерен и колоний составляют несколько десятков микрон [3,13].

При нагреве сплава выше температуры формирования дуплексной микроструктуры (см. рис. 5б), происходит укрупнение  $\alpha$ -зерен и проявляется почти пластинчатая структура с равноосными  $\gamma$ -зернами размером несколько сотен микрон [13]. В другой почти пластинчатой микроструктуре с  $\beta$  зернами,  $\gamma$  зерна отсутствуют. Их можно получить, нагрев сплав до температуры ( $\alpha + \beta$ ) области с последующим охлаждением [18].

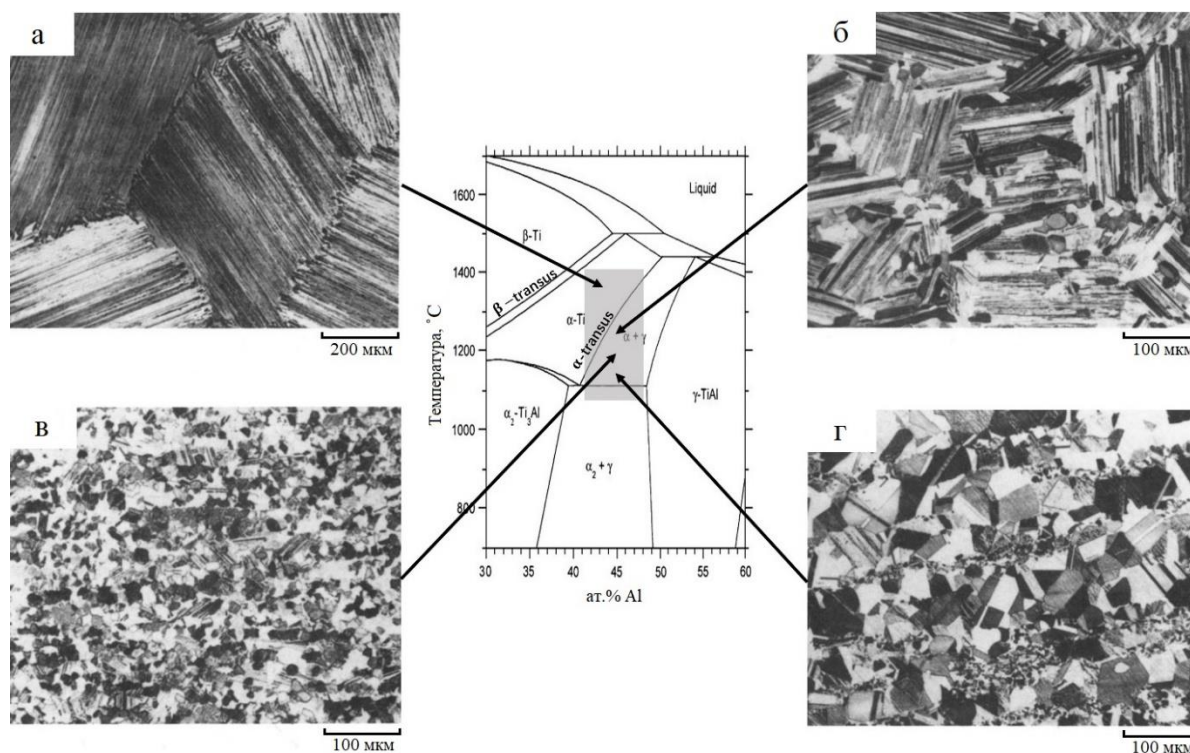


Рисунок 5 – Область двойной фазовой диаграммы Ti–Al с указанием типичных микроструктур сплавов после термообработки в  $\alpha$  и ( $\alpha + \gamma$ ) фазовой области. Микроструктура: (а) полностью пластинчатая; (б) почти пластинчатая; (в) дуплексная; (г) почти  $\gamma$  [10].

Кроме всего прочего, почти  $\gamma$  микроструктуру получают путем нагрева до температуры близкой к температуре эвтектоида  $T_{eu}$  (см. рис. 5г), с последующим

охлаждением. Это связано с тем, что ниже температуры формирования дуплексной структуры, преобладающим становится укрупнение  $\gamma$  зёрен. Средние размеры зерен этой микроструктуры обычно составляют десятки микрон [13].

Пластинчатая микроструктура в гамма TiAl сплавах демонстрирует превосходное сочетание прочности, ползучести, вязкости при разрушении. Однако недостатком данных сплавов является низкая пластичность и обрабатываемость. Свойства пластинчатой структуры были исследованы с использованием полисинтетического сдвоенного кристалла. Пластинчатая структура чрезвычайно анизотропна, ориентация которой сильно влияет на свойства при растяжении. Когда угол между осью растяжения и ориентацией пластин составляет ноль градусов, создается хороший баланс прочности и пластичности [19]. Предел текучести при растяжении и макротвердость коррелируют со средним межфазным расстоянием. Из-за эффекта размера [20], при котором  $\alpha_2$  и  $\gamma$  пластины находятся в области наноразмерного масштаба (см. рис. 6), они приближаются к своей теоретической твердости. В этом случае следует учитывать влияние объемной доли на твердость [21].

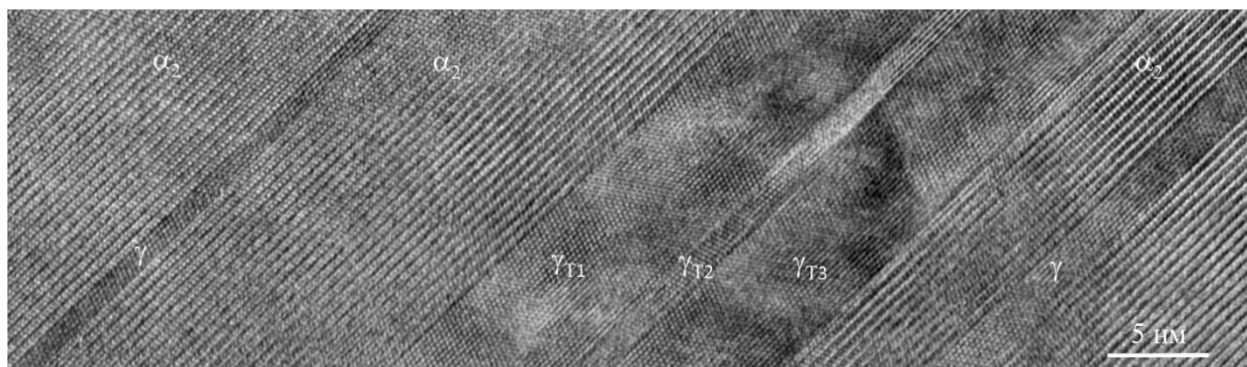


Рисунок 6 – Изображение ( $\alpha_2 + \gamma$ ) пластинчатой структуры, показывающее наличие  $\alpha_2$ ,  $\gamma$  и  $\gamma_T$  пластин, ПЭМ. [2].

Дуплексная микроструктура обладает более высокой пластичностью, но относительно меньшей вязкостью при разрушении, чем полностью пластинчатая микроструктура. Относительное удлинение дуплексной микроструктуры в литом состоянии при комнатной температуре может достигать 2 % которую дополнительно можно увеличивать после термообработки [11, 23]. Трещины

обычно образуются путем разрушения по  $\gamma$  зернам, что приводит к низкой вязкости, хотя пластинчатая структура может блокировать распространение трещины [17]. Другим фактором, влияющим на пластичность дуплексной микроструктуры, является наличие при комнатной температуре упорядоченной  $\beta_0$ -фазы. Твердая и хрупкая  $\beta_0$ -фаза приводит к снижению пластичности сплавов [17].

### 1.3 Влияние легирующих элементов на микроструктуру сплавов на основе алюминидов титана

Добавление различных легирующих элементов играет жизненно важную роль в разработке титановых сплавов. Добавляя переходные элементы, такие как Nb, Mo, Ta, W, Mn, V и Cr, и легкие элементы, такие как B, C и Si, титановые сплавы могут достигать хорошей микроструктурной стабильности и механических свойств при их рабочей температуре. В сплавах второго поколения добавление легирующих элементов (Mn, V, Cr, Nb, Mo, Ta и W) в небольших количествах может повысить их пластичность и вязкость разрушения. В третьем поколении, значительное добавление легирующих элементов, обычно от 4 до 10 (ат. %), имеет решающее значение для улучшения свойств сплава, особенно обрабатываемости в горячем состоянии и сопротивления ползучести при высокой температуре, влияя на фазообразование. Среди них сплавы с содержанием Nb от 4 до 10 (ат. %), называемые сплавами TiAl с высоким содержанием Nb, за последние два десятилетия получили большое внимание, такие как сплавы TNB (Ti-45Al-(8-9)Nb-(W, B, Y) (ат. %)) [24] и сплавы TNM (4 Nb (ат. %)) [25]. Добавление Nb может стабилизировать высокотемпературную  $\beta$ -фазу. Кроме того, легирование B, C и Si, может повысить прочность и сопротивление ползучести при высокой температуре за счет образования твердых растворов или вторичных фаз. Однако важной особенностью сплавов с многокомпонентным составом является смещение фазовых границ, что влияет на температуры термообработки для получения требуемых микроструктур.

Легирование системы Ti–Al в основном проводят добавлением переходных элементов Nb, Mo, Ta, W, Mn, V и Cr. Эти элементы, называемые также  $\beta$  стабилизаторы, имеют тенденцию к распределению в  $\beta$ -фазе. Из-за легирования температура перехода  $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$  снижается, и  $\beta$  фазовая область диаграммы расширяется, это означает, что  $\beta$ -фаза имеет более высокую вероятность термодинамического присутствия по сравнению со сплавом без добавок. На рисунке 7 представлены фазовые области диаграммы с указанием влияния различных элементов на смещение фазовых границ [7, 26–30]. Добавление Nb, Mo, Ta, (больше 2 (ат. %)) и Mn приводят к снижению как температуры перехода  $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$ , так  $\alpha$ -трансус температуры. Добавки Nb, Mo и Cr незначительно повышают эвтектоидную температуру, как показано стрелкой [30]. Kainuma и др. [27] сообщили о соотношении фазовых равновесий для различных легирующих элементов в системе Ti–Al–X и обнаружили, что Nb, Mo, Ta, W, Cr и V имеют тенденцию стабилизировать  $\alpha$ ,  $\alpha_2$  или  $\gamma$  фазы. Они также обнаружили, что Mo, V, Cr, Ta и W всегда концентрируются в  $\alpha$  или  $\alpha_2$  фазе вместо  $\gamma$  фазы, когда речь идет о  $\alpha/\gamma$  и  $\alpha_2/\gamma$  фазовых равновесиях. Добавление V приводит к небольшому повышению эвтектоидной и  $\alpha$ -трансус температур и снижает температуру фазового перехода  $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$  [29]. Si является  $\alpha$  стабилизатором. Небольшие добавки углерода увеличивает температуру  $\beta$ -перехода, но снижают температуру  $\alpha$ -перехода, как показано на рисунке 7, расширяя  $\alpha$  фазовую область. Влияние Si на смещение границы раздела фаз обнаруживается редко. Бор широко добавляют в сплавы TiAl, потому что менее 1 (ат. %) добавления B эффективно улучшает микроструктуру [29, 31]. Легирование бором проводят через различные виды порошков: B [32], бориды титана [32], бориды алюминия [33] и даже бориды тантала [34]. Растворимость бора в  $\alpha$  фазе и  $\gamma$  фазе очень ограничена и составляет  $0,011 \pm 0,006$  (ат. %) и менее 0,003 (ат. %) соответственно [35]. Таким образом, B обычно присутствует в виде боридов в сплавах TiAl. Наиболее распространенными типами боридов являются TiB(B27), TiB(Bf), TiB<sub>2</sub>(C32) и Ti<sub>3</sub>B<sub>4</sub>(D7b) которые обнаруживаются в матрицах Ti–Al разного состава [34].

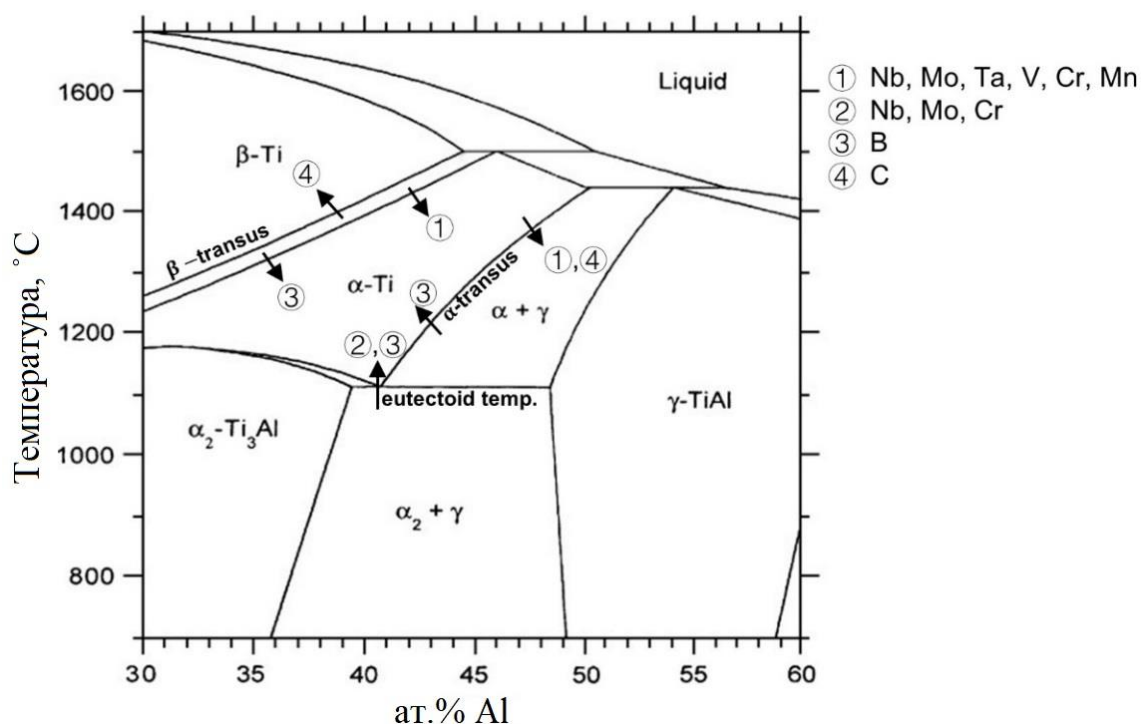


Рисунок 7 – Область фазовой диаграммы Ti–Al. Стрелки указывают направление, в котором границы фаз смещаются при добавлении различных элементов [29].

С одной стороны, 12 независимых систем скольжения в ОЦК решетке придает  $\beta$ -фазе превосходную пластичность при повышенной температуре [36]. С другой стороны, метастабильная  $\beta$  фаза будет распадаться на  $\alpha_2$  и  $\gamma$  зерна, которые поглощают концентрационные напряжения [37]. Введение  $\beta$  стабилизаторов улучшает горячую обрабатываемость сплавов, таких как прокатка и ковка, за счет наличия  $\beta$  неупорядоченной фазы. Температура обработки сплавов с  $\beta$  стабилизаторами также может быть снижена из-за смещения границы раздела фазового перехода  $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$ .

Несмотря на то, что  $\beta$  фаза играет важную роль в термомеханических свойствах сплавов, она демонстрирует твердую и хрупкую упорядоченную фазу  $\beta_0$  при рабочей температуре ( $T < 750^\circ\text{C}$ ) [38]. Фаза  $\beta_0$  также охрупчивает сплав, тем самым снижая пластичность при комнатной температуре. Таким образом,  $\beta_0$ -фаза с низкой деформируемостью должна быть устранена путем последующей термической обработки. Clemens и др. [25] разработали двухступенчатую

термообработку для сплава TiNb. После термической обработки сплав содержит небольшую объемную долю глобулярной  $\beta_0$ -фазы. Qiang и др. [39] предложили многоступенчатую термообработку для сплавов TiAl с повышенным содержанием Nb. После первой двухступенчатой термической обработки эффективно удаляется  $\beta$  неоднородность. Такая сложная термическая обработка связана с высокой микроструктурной стабильностью и медленной диффузией легирующих элементов Nb и Mo [39, 40]. Cui и др. [40] сообщили, что Mn и Cr обладают высокой диффузионной способностью и благоприятны для эволюции микроструктуры, особенно для устранения  $\beta_0$  фазы в сплаве Ti-43Al-2Cr-2Mn-0.2Y.

Механизм модифицирования добавками В связан с образованием боридов в процессе затвердевания. Во время  $\beta$  затвердевания бориды, образующиеся до полиморфного превращения  $\beta \rightarrow \alpha$ , могут выступать в качестве центров кристаллизации. На них растут случайно ориентированные  $\alpha$  зерна, тем самым измельчаясь [29, 41]. Аналогично, перитектически затвердевающим сплавам, перитектическая  $\alpha$  фаза также образовывается на бориде в междендритной области во время реакции  $L + \beta \rightarrow \alpha$  [34]. У боридов, образующихся в конце перитектической реакции, нет места и времени для роста. Они не способствуют росту  $\alpha$ -фазы [34]. Стоит отметить, что добавление В оказывает влияние на расположение пластинчатой микроструктуры, поскольку  $\alpha$ -фаза растет на бориде в соответствии с другим соотношением ориентации, а не с соотношением ориентации Бюргерса. Поэтому В редко добавляют в направленно затвердевающие сплавы, которые направлены на выравнивание ориентации пластин [42]. Критическая концентрация В обычно составляет от 0,5 до 0,8 (ат. %) для перитектических сплавов, для  $\beta$  затвердевших сплавов содержание бора составляет около 0,1 (ат. %) [43]. Эффект модифицирования проявляется вплоть до критической концентрации, в результате размер колоний уменьшается примерно с сотен микрон до десятков микрон. Если концентрация выше критической, то размер зерна не уменьшится [44].

Углерод имеет высокую растворимость в  $\alpha_2$  фазе, но низкую в  $\gamma$  и  $\beta$  фазах.  $\alpha_2$  имеет наибольшую растворимость углерода около 1,5 (ат. %) благодаря TiB

октаэдрическим местам. При добавлении Nb растворимость С в  $\gamma$  фазе увеличивается в несколько раз и составляет около 0,25 (ат. %). Это связано с тем, что Nb занимает позицию Ti и создает антиузловые дефекты Ti в  $\gamma$  фазе [45]. Углерод практически не растворяется в  $\beta_0$ -фазе. В пределах растворимости углерода карбиды не образуются [46]. После продолжительного отжига или испытаний на ползучесть на границе раздела  $\alpha_2/\gamma$  может образоваться карбид р- $Ti_3Al$  карбид и вращи в  $\gamma$  пластину [47]. Карбид перовскита может эффективно закрепляет совершенную и двойниковую частичную дислокацию, но твердый раствор С может выступать только в качестве слабого препятствия, которое можно преодолеть с помощью термоактивации [46, 48]. Поэтому упрочняющий эффект более значителен в выделившихся карбидах, чем С в твердом растворе [48].

#### 1.4 Методы получения изделий из сплавов на основе алюминидов титана

Технологические процессы получения гамма сплавов TiAl в промышленных масштабах, можно разделить на четыре категории: литье, деформация, порошковая металлургия и аддитивное производство (АП) [49-53].

##### 1.4.1 Центробежное литье по выплавляемым моделям

Метод литья предполагает наиболее рентабельный путь для производства изделий из TiAl, в первую очередь из-за хорошо налаженной инфраструктуры при литье по выплавляемым моделям обычных титановых сплавов [54]. Преимущество процесса центробежного литья заключается в формировании сложных деталей за счет минимизации газовой пористости и недоливов. В настоящее время этот процесс позволяет массово производить высококачественные компоненты из TiAl, такие как лопатки для турбин низкого давления (ТНД) из Ti-48Al-2Cr-2Nb и 45XD. В зависимости от типа двигателя требуется от 90 до 150 лопаток ТНД на ступень [55-57].

Однако затвердевание в процессе литья часто приводит к образованию макроскопических столбчатых зерен и микросегрегации легирующих элементов. Рост столбчатых зерен в предпочтительных кристаллографических ориентациях по отношению к направлению теплового потока может дополнительно создать развитую текстуру, что приводит к структурным неоднородностям в отливках [56-58]. Эти особенности очень трудно исправить последующими термообработками. Хотя для простых деталей морфологическую текстуру можно предугадать, она нетривиальна для сложных деталей, таких как лопатки турбины. Эта морфологическая текстура и упорядоченная структура TiAl приводят к сильной анизотропии механических свойств [59, 60].

#### 1.4.2 Обработка давлением

Для избежания неоднородности структуры или создания благоприятной текстуры в направлении самых высоких напряжений, ковка или экструзия создают более однородную и утонченную структуру [61, 62]. Было показано, что деформационная обработка TiAl возможна. Ее преимущество заключается в том, что с помощью термомеханической обработки можно повысить пластичность благодаря получению более тонкой дуплексной или равноосной микроструктуры. Как правило, горячая обработка сплавов TiAl выполняется значительно выше их температуры перехода из хрупкого в вязкое состояние и может быть разделена на два этапа. Первичная горячая обработка позволяет сформировать в слитках однородную мелкозернистую структуру, которая наиболее благоприятна для последующей деформационной или термической обработки. Это достигается при температурах между эвтектоидом и  $\gamma$ -сольвусом за счет использования относительно низких скоростей деформации, во время которых преобладает динамическая рекристаллизация и можно избежать пористости, вызванной деформацией.

Технологические процессы обработки, включающие ковку в закрытых штампах, представляют интерес для изготовления различных компонентов, в

частности деталей реактивных двигателей, которые должны выдерживать тяжелые условия нагрузки. В Thyssen, GfE, Leistriz для Rolls Royce были получены небольшие лопатки компрессора из сплава Ti–45Al–8Nb–0,5(B, C) путем экструзии слитков и последующей многоступенчатой изотермической ковкой [49]. Также из сплава Ti–47Al–3,7(Nb, Cr, Mn, Si)–0.5B были изготовлены кованые лопатки для компрессора высокого давления [63]. Обработка включала экструзию слитка при 1250 °C, изотермическую ковку и окончательную термообработку. Недавно компания Pratt & Whitney использовала кованые лопатки ТНД для последней ступени своего двигателя GTF. Для ее получения использовали изотермическую ковку с последующим отжигом [63].

Стоит отметить, что из-за высокой хрупкости деформационную обработку сплавов на основе TiAl стоит проводить при температурах выше 1100 °C и низких скоростях деформации за счет многоступенчатых операций. Горячая обработка также требует использования специальных инструментов в атмосфере нейтрального газа. Производительность и срок службы инструмента, как правило, ограничивают объем обработки ковкой, хотя механические свойства кованого материала превосходят аналоги замка.

В 1990-х годах был начат ряд технических программ для оценки потенциала листов и фольги из алюминидов титана для применения в аэрокосмической промышленности. В качестве заготовок для прокатки использовались порошковые брикеты. Данный процесс включал в себя брикетирование порошка, вакуумирование при повышенных температурах, герметизацию и дальнейшее горячее изостатическое прессование (ГИП) до получения заготовки высокой плотности. Данный метод привлекателен, поскольку порошковые заготовки после ГИП могут быть прокатаны непосредственно без гомогенизации иковки. Листы из Ti–46,5Al–4(Cr, Nb, Ta, B) и Ti–48Al–2Cr–2Nb с размерами до 2000x500x1,0 мм были успешно прокатаны с использованием данного метода [64, 65]. Хотя научно-исследовательские работы по прокатке TiAl продолжаются [66-68], реального применения в аэрокосмической промышленности данные материалы не нашли.

Тем не менее, проведенные исследования послужили основой для производства высококачественного порошка из TiAl.

#### 1.4.3 Порошковая металлургия

Порошковая металлургия – это давний метод получения компонентов из сплавов на основе Ni, используемых в турбинных двигателях. Трудности обработки кованных изделий побудили к освоению порошковой металлургии для производства изделий из титана. Преимущество метода порошковой металлургии заключается в том, что высококачественные, близкие к сетчатой форме и однородные детали могут быть изготовлены с существенно меньшим количеством механической обработки и брака. Порошковая металлургия позволяет изготавливать различные компоненты TiAl сложной формы близкие к заданной. Размеры конечных компонентов рассчитываются на основе конечно-элементного моделирования усадки порошка при ГИП. Этот метод совершенствовался для проектирования и изготовления аэрокосмических компонентов с высокой точностью.

В последние годы к сплавам TiAl были применены другие методы порошковой металлургии, такие как синтез в процессе горения [69], искровое плазменное спекание [70,71] и индукционное спекание [72]. В работе [73] были изготовлены образцы, на которых оценивались механические свойства.

#### 1.4.4 Селективное лазерное плавление

Селективное лазерное плавление используется для изготовления аэрокосмических компонентов из различных материалов, таких как стали, сплавы Ti и суперсплавы на основе Ni. Однако данный процесс не продемонстрировал себя как подходящий способ получения изделий из TiAl гамма сплавов.

Впервые попытка изготовления из сплава Ti–48Al–2Cr–2Nb методом СЛП была предпринята в 2011 году, и образцы без трещин получить не удалось [74]. В

2014 году Lober et al. в работе [75] для параметрического исследования использовался сплав TNM с размером порошка от 45 до 63 мкм и толщиной слоя 75 мкм. Камера сборки была заполнена газообразным аргоном высокой чистоты, и был гарантирован уровень остаточного кислорода  $\leq 200$  частей на миллион. Мощность лазера и скорость сканирования были адаптированы для стабилизации процесса и получения наилучшей морфологии отдельных гранул. Детальное исследование было выполнено путем изменения скорости сканирования (от 50 до 100, от 350 до 2100 мм/с) и мощности лазера (от 50 до 250 Вт) для построения карты обработки сплава TNM. Выраженное растрескивание из-за высокой скорости охлаждения при затвердевании наблюдалось при малой мощности и низкой скорости сканирования.

Установлено, что оптимизированный набор параметров мощности лазера и скорости сканирования состоит из: 100 Вт, 50 мм/с для объемного контура, 175 Вт и 1000 мм/с для внешнего контура, штриховка 0,3 мм, слой толщина 75 мкм. Стратегия сканирования заключалась в штриховке полос. Эти оптимизированные параметры были использованы для создания небольших цилиндров и ячеек додекаэдра. Была достигнута относительная плотность около 99 % и мелкозернистая почти пластинчатая  $\beta$ -микроструктура. Микроструктура исходного материала была неоднородной из-за неравномерной скорости охлаждения (рис. 8а). Двухступенчатая термообработка при 1230 °С с последующей 950 °С привела к формированию однородной дуплексной микроструктуры, состоящей из зерен  $\beta$  и  $\alpha_2$  с некоторыми ламелями  $\gamma$  в колониях  $\alpha_2/\gamma$  (рис. 8б). Помимо этого, были проведены испытания на сжатие сплава TNM полученного селективным лазерным плавлением, и было установлено, что прочность близка к литым образцам.

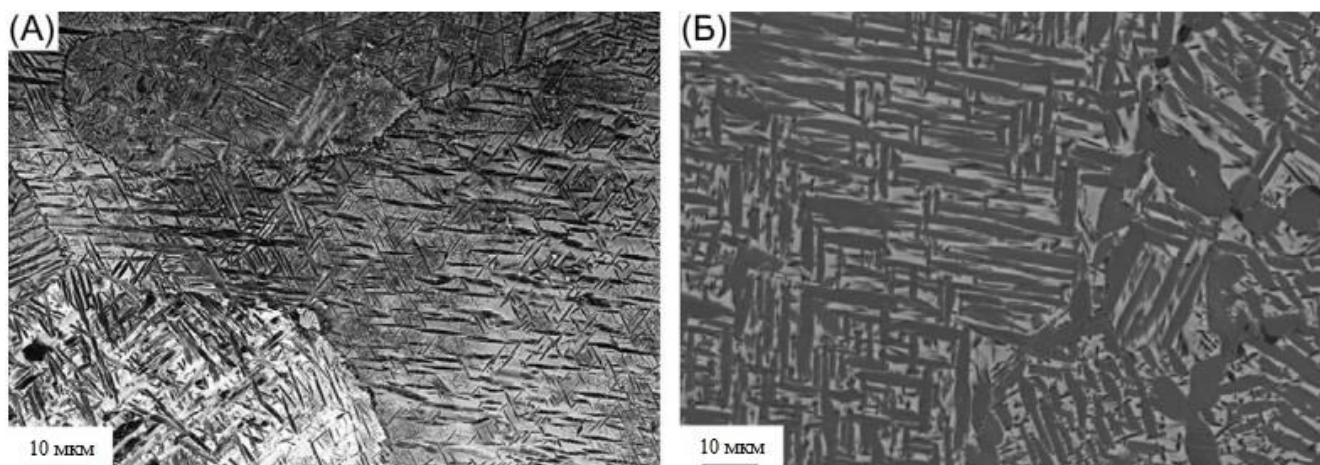


Рисунок 8 – Микроструктура образца из сплава TNM, полученного методом СЛП (а) после печати, (б) после термической обработки при температуре 950°C, СЭМ.

Thomas и др. в работе [76] исследуя сплав Ti-47Al-2Cr-2Nb установили, что при высоких скоростях сканирования возникает нестабильность ванны расплава и появляется большее количество трещин после затвердевания. Обработка была оптимизирована, но диапазон параметров в исследовании не полностью подавил эффект растрескивания из-за влияния высокой скорости охлаждения в процессе печати.

Li и др. в работе [77] изучали особенности микроструктуры, фазовые превращения и нанотвердость сплава Ti-45Al-2Cr-5Nb, обработанного методом полученного методом лазерного сплавления при скорости лазерного сканирования от 500 до 800 мм/с. Более высокая скорость сканирования привела формированию к более мелких зерен и увеличению объемной доли фаз  $\gamma$  и  $\beta_2$ . Материалы полученные данным способом демонстрировали гораздо более высокую нанотвердость, чем их аналоги полученные методом литья, и значение твердости увеличивалось с температурой предварительного нагрева [78]. И хотя полученное значение прочности на сжатие составляло более 1000 МПа, в работе [65] гамма-сплавы, полученные методом лазерного сплавления, демонстрировали очень нестабильные прочностные показатели. После горячего изостатического прессования проведенного при температуре 1200 °C давлении 200 Мпа в течение

4 часов предел прочности при растяжении Ti-44,8Al-6Nb-1,0Mo-0,1V мог достигать 900 МПа, а также ниже 400 МПа. Плохая пластичность всех образцов объяснялась высоким поглощением кислорода в процессе СЛП, а также дефектами, которые не были устранены методом ГИП. Прочность на растяжение при 850 °C составляла от 541 до 545 МПа.

## ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 1

Проведен литературный обзор касательно состояния вопроса в области сплавов на основе алюминидов титана и их получения различными методами. Рассмотрено влияние легирующих элементов и термической обработки на структуру и фазовый состав алюминидов титана. Описаны существующие методы получения изделий из алюминидов титана, существующие проблемы при получении изделий различными методами, в том числе аддитивными технологиями.

1. Проведенный литературный обзор показал, что одним из наиболее перспективных материалов, используемых для изготовления изделий для газотурбинных двигателей, являются сплавы на основе гамма алюминидов титана. Данные сплавы имеют низкую плотность, высокие показатели ползучести и стойкость к окислению.

2. Получение изделий из гамма сплавов связано с высокими энерго и трудозатратами ввиду их низкой пластичности, плохой деформируемости и обрабатываемости резанием. Актуальной задачей стоит применение аддитивных технологий с целью их получения. Одним из перспективных методов аддитивного изготовления изделий является метод СЛП.

3. Процесс изготовления гамма сплавов аддитивными технологиями является малоизученным. Основной причиной ограничивающей широкое применение данной технологии является оборудование, способное обеспечить нагрев платформы до высоких температур при печати, а также сложности получения порошков заданного состава. В качестве решения данной проблемы возможно

рассмотреть использование механической смеси элементных порошков для синтеза сплава требуемого химического состава непосредственно в процессе печати.

4. Существуют противоречивые версии строения диаграммы Ti–Al в области алюминидов  $Al_3Ti$ , согласно которым данное соединение может быть как конгруэнтно, так и инконгруэнтно плавящимся. Во втором случае его образованию (по перитектической реакции) должна предшествовать первичная кристаллизация другого алюминидов (в частности,  $Al_{11}Ti_5$ ).

## 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Расчет фазового состава проводился с помощью программы Thermo-Calc с использованием базы данных TTTIAL1: Thermotech TiAl-based Alloys Database. Данная база содержит сведения о 13 химических элементах и предназначена для расчета фазового состава многокомпонентных гамма-сплавов.

В качестве объекта исследования были взяты тройные системы Al–Ti–X, где X – Nb, Zr, Cr, Mo, V, Mn, W и Si. Данные элементы присутствуют в составе известных промышленных сплавов. Качественный анализ включал построение политермических и изотермических разрезов, а количественный – расчет фазового состава выбранных сплавов при характерных температурах, а также расчет неравновесной кристаллизации по модели Sheil-Culliver. Концентрационный диапазон содержания алюминия составлял от 30 до 60 (ат. %), охватывающий область гамма сплавов (см. рисунок 1). Диапазоны содержания третьих элементов (X) составляли: для Nb - до 15 (ат. %), для Zr, Cr, Mo, Mn - до 6 (ат. %) и для W и Si - до 3 (ат. %). Выбранные концентрации третьих элементов заведомо перекрывают содержание данных элементов в известных сплавах. Расчет изотермических разрезов проводили при температурах 1250 °С и 850 °С. При выборе расчетных температур исходили из того, что операцию горячего изостатического прессования (ГИП) гамма-сплавов проводят при температуре 850 °С. Вторая температура 1250 °С – температура близкая к верхней границе рабочих температур деталей из гамма-сплавов. Расчет политермических разрезов проводили при концентрации алюминия 45 (ат. %), что соответствует средним значениям содержания в известных гамма-сплавах.

Расчет систем Al–Ti–X в приведенных концентрационных диапазонах выявил присутствие нижеуказанных фаз:

- $\alpha$  – твердый раствор на основе ГП -решетки ( $\alpha$ -титана),
- $\beta$  – твердый раствор на основе ОЦК -решетки ( $\beta$ -титана),
- $\beta_2$  – твердый раствор на основе ОЦК-решетки (с повышенным содержанием  $\beta$ -стабилизатора),

$\gamma$  – твердый раствор на основе алюминида  $TiAl$ ,

$\alpha_2$  – твердый раствор на основе алюминида  $Ti_3Al$

$Ti_5Si_3$  – силицид титана

$\sigma$  – фаза на основе соединения  $AlX_3$

$\lambda$  – фаза на основе соединения  $TiX_2$  (фаза Лавеса)

$TiAl_3$  – твердый раствор на основе алюминида  $TiAl_3$ .

Выплавка сплавов велась в лабораторной вакуумной дуговой печи Arc200 оснащенной медным водоохлаждаемым тиглем (рисунок 9). В качестве исходных материалов при плавке применяли йодидный титан ТИ-1 (ТУ 48-4-282-86), алюминий А995 (ГОСТ 11069–74), йодидный цирконий (ТУ 95-46-82), лигатуры Al-Cr, и Al-Mn.

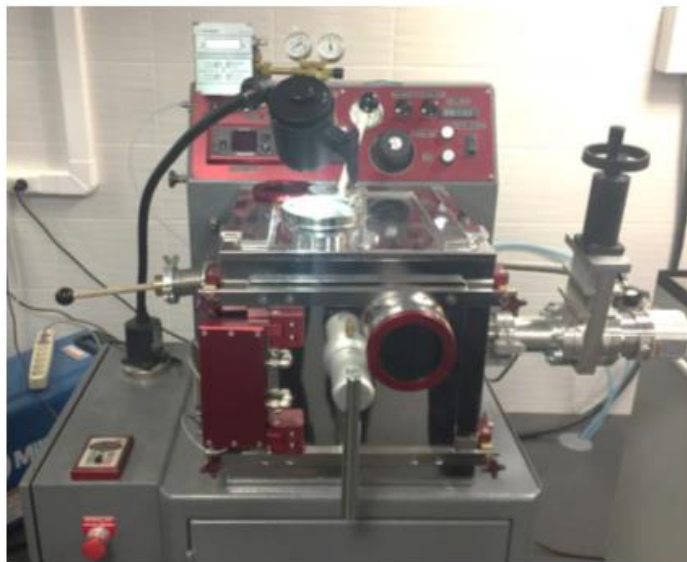


Рисунок 9 – Вакуумная дуговая печь с медным водоохлаждаемым тиглем Arc 200

При подготовке механической смеси, состоящей из элементных порошков в качестве исходных материалов, применялся чистый Ti (марки ВТ1-00), Al (чистота 99,7 %), а также Nb (чистота 99,7 %). Для получения готовой смеси с равномерным распределением в ней элементарных порошков смешивание осуществляли в смесителе по типу «турбула» в течение 12 часов. Изображения готовых смесей порошков приведены на рисунке 10.

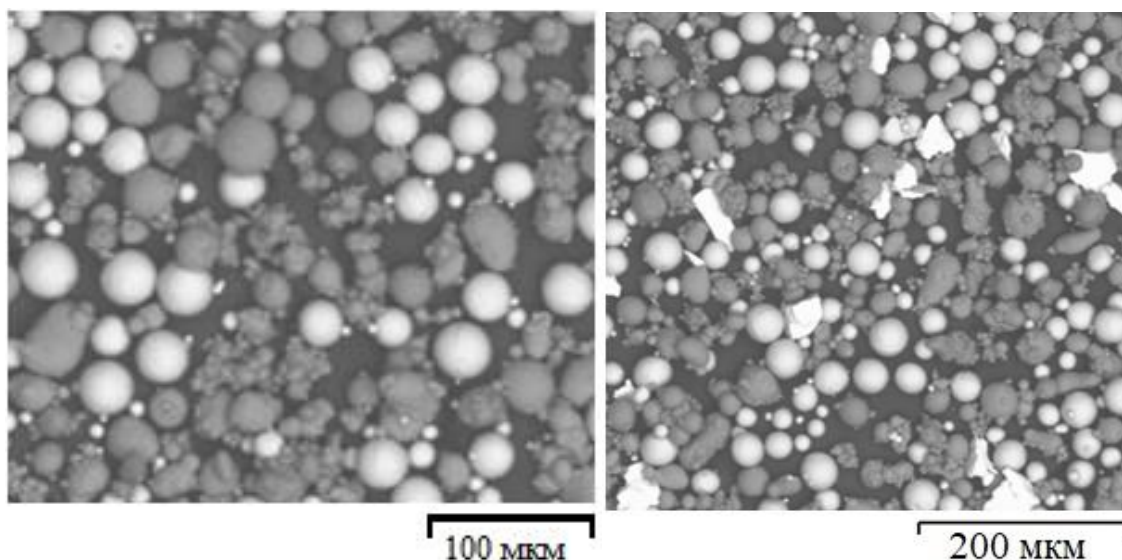


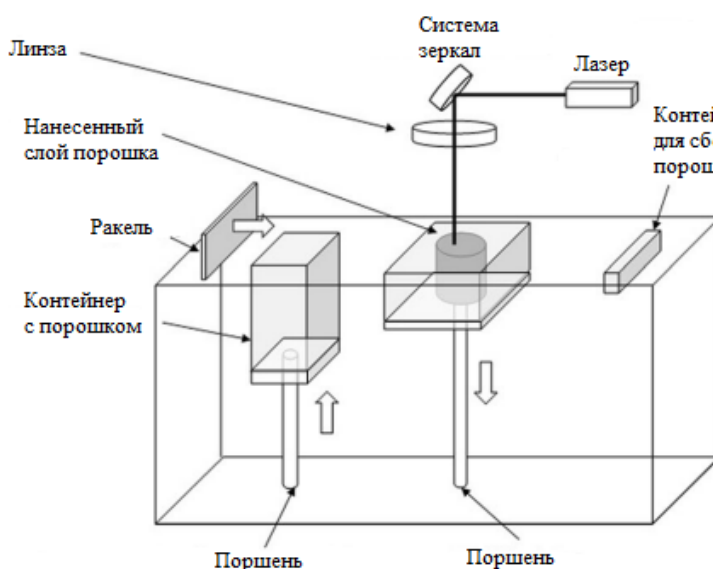
Рисунок 10 – Изображения готовых механических порошковых смесей: а – Ti-50Al (ат. %), б – Ti-45Al-5Nb (ат. %), СЭМ.

Процесс селективного лазерного плавления проводили с использованием установки модели SLM 280HL (SLM Solutions, Германия) (рисунок 11а). В ней используется иттербиевый волоконный лазер непрерывного действия мощностью 400 Вт (IPG Photonics Ltd.UK, YLR-400-WC) с длиной волны 1070 нм и размером лазерного пучка 80 мкм. Общая схема процесса представлена на рисунке 11 (б). Процесс получения образцов осуществляется послойно. В качестве материала подложки использовали сплав ВТ6. Для печати применялась стратегия лазерного сплавления с параллельным лазерным сканированием с последующим поворотом слоя на 67°. Толщина слоя была выбрана равной 30 мкм.

Измерение гранулометрического состава порошков проводили с помощью метода лазерной дифракции на установке Analysette 22 NanoTec plus (рисунок 12)



а



б

Рисунок 11 – (а) Внешний вид установки SLM 280HL и (б) схема процесса селективного лазерного плавления.

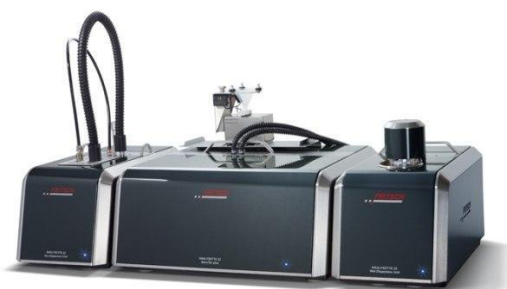


Рисунок 12 – Анализатор для определения размера частиц Analysette 22.

Вырезка образцов сплавов для проведения микроструктурных исследований велась с использованием электроэрозионного проволочно-вырезного станка DK7720AZ (рисунок 13а).

Подготовка вырезанных, а затем запрессованных образцов велась на установке ATM Saphir 360 (рисунок 13б) с помощью шлифовальной бумаги различной зернистости: 250, 600, 1200, 2500 и 4000. Окончательную операцию полировки проводили с использованием специального сукна с применением алмазных поликристаллических суспензий фракций 3 мкм и 1 мкм (Metkon).

Термическую обработку полученных образцов проводили в муфельной печи SNOL 10/11 (рисунок 14).



а



б

Рисунок 13 – Оборудование для пробоподготовки: а – электроэрозионный проволочно-вырезной станок DK7720AZ; б – шлифовальнополировальный станок Saphir 360.



Рисунок 14 – Электрическая муфельная печь SNOL 10/11 для проведения термической обработки.

Микроструктура сплавов исследовалась при помощи оптического и светового микроскопов. Изображения микроструктуры получали на световом микроскопе Axio Observer D1m Carl Zeiss (рис. 15а) и сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA 3 SBH укомплектованном

энергодисперсионной приставкой-микроанализатором INCA Energy 15013 X-act производства Oxford Instruments с детектором X-act ADD (рисунок 15б).



а



б

Рисунок 15 – Световой микроскоп Axio Observer D1m Carl Zeiss (а); Сканирующий электронный микроскоп TESCAN VEGA 3 SBH с приставкой-микроанализатором INCA Energy 15013 X-act (б).

На изображениях, полученных при помощи оптического микроскопа Axio Observer D1m Carl Zeiss (рисунок 15а), с помощью программного обеспечения ImageJ измеряли площадь, которую занимают поры и другие дефекты. Значение относительной плотности образцов было принято равным 100 %.

Измерение твердости напечатанных образцов в исходном состоянии, после термической обработки, а также после осаждения проводили по методу Виккерса (ГОСТ 2999-75) с помощью установки METKON DUROLINE MH-6 (рисунок 16). Серия измерений, включавшая от 5 до 10 значений, проводилась при нагрузках 0,100 и 1 кгс. Время выдержки составляло 10 секунд.



Рисунок 16 – Твердомер METKON DUROLINE MH-6.

### 3 РАСЧЕТ ФАЗОВОГО СОСТАВА

#### 3.1 Двойная система Ti-Al

В соответствии с двойной диаграммой Ti-Al [1] (см. рисунок 1) в области гамма-сплавов протекают два перитектических превращения при температурах 1475 °C ( $L+\beta\rightarrow\alpha$ ) и 1447 °C ( $L+\gamma\rightarrow\alpha$ ) соответственно. Эвтектоидный распад  $\alpha$ -фазы по реакции  $\alpha\rightarrow\alpha_2+\gamma$  происходит при температуре 1118 °C. При комнатной температуре  $\gamma$ -фаза имеет большой интервал гомогенности от 50 до 60 (ат. %) алюминия.

В условиях реальной кристаллизации для многих сплавов (в том числе и для сплавов на основе гамма-алюминидов титана) зачастую наблюдаются значительные отклонения от равновесия. Для оценки фазового состава в таких случаях необходимо применение специальных методик. Модель Sheil–Gulliver, реализованная в программном обеспечении Thermo-Calc позволяет проводить такую. [79, 80]. Кривые неравновесной кристаллизации представленные на рисунке 17 построенные по модели Sheil–Gulliver для трех двухкомпонентных сплавов отражают зависимость суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры (T). Зависимость доли твердой фазы в сплаве от температуры демонстрирует, что в отличие от равновесных условий, неравновесный солидус ( $T_{NS}$ ) и, как следствие, неравновесный интервал кристаллизации ( $\Delta T_{NS}$ ) сильно отличаются от равновесных значений –  $T_S$  и  $\Delta T$  соответственно. Согласно данным представленным в таблице 3, в сплаве с 40 (ат. %) Al величина  $\Delta T_{NS}$  больше  $\Delta T$  на 250 °C.

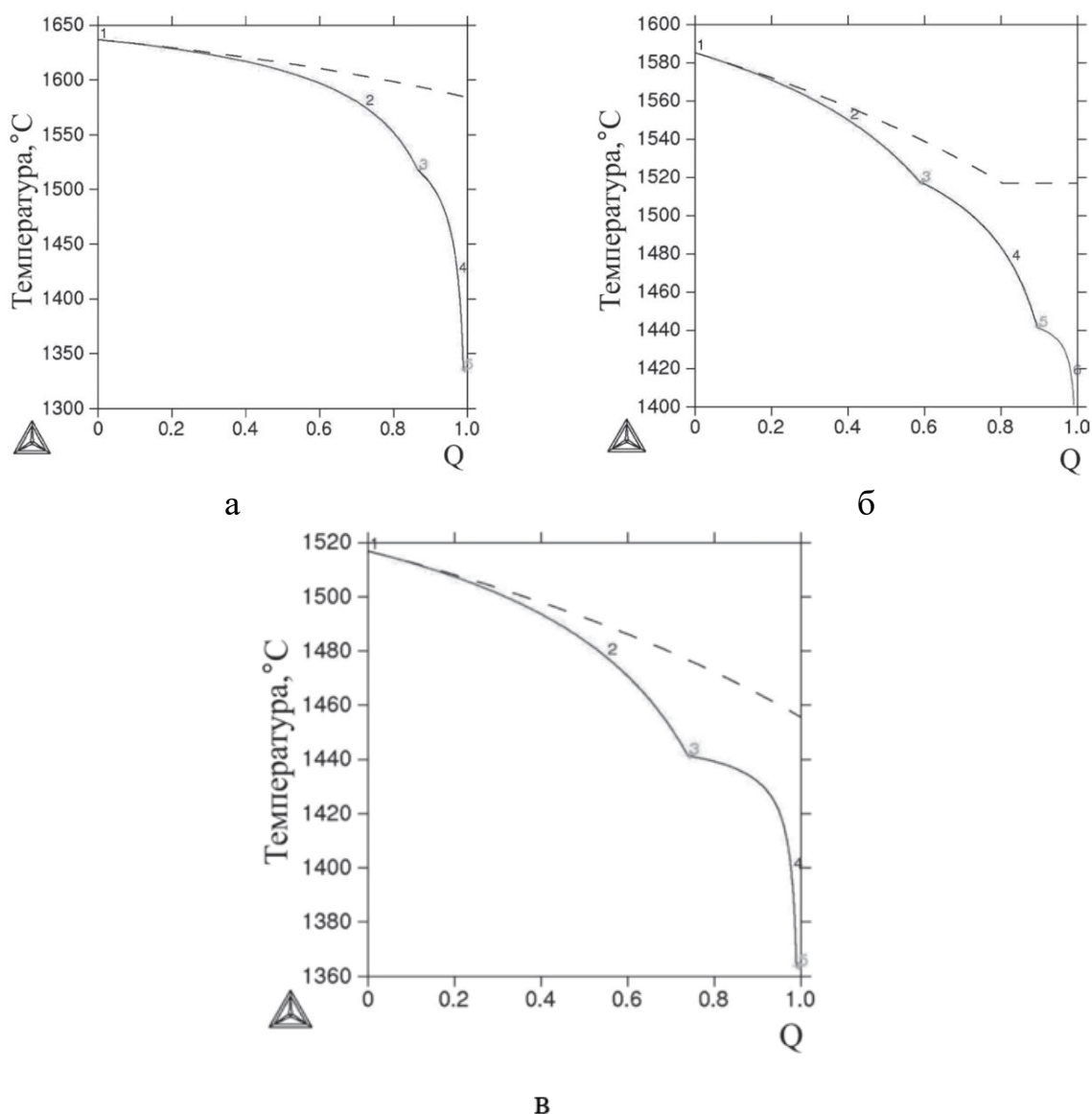


Рисунок 17 – Кривые зависимости суммарной мольной доли твердых фаз ( $Q$ ) от температуры ( $T$ ): а – Ti-40Al; б – Ti-45Al; в – Ti-50Al (ат. %).

Таблица 3 – Характерные температуры сплавов системы Ti–Al при равновесной и неравновесной кристаллизации.

| Содержание Al, (ат. %) | Значение температуры, °C |       |            |          |                 |
|------------------------|--------------------------|-------|------------|----------|-----------------|
|                        | $T_L$                    | $T_s$ | $\Delta T$ | $T_{NS}$ | $\Delta T_{NS}$ |
| 40                     | 1637                     | 1584  | 53         | 1334     | 303             |
| 45                     | 1585                     | 1517  | 68         | 1401     | 184             |
| 50                     | 1517                     | 1456  | 41         | 1363     | 254             |

Следует отметить, что температура ликвидус ( $T_L$ ), которая определяет температуры плавки и литья, существенно зависит от содержания алюминия.

Увеличение последнего с 40 до 50 (ат. %) снижает значение температуры  $T_L$  на 120 °С.

В соответствии с двойной диаграммой системы Ti–Al (см. рисунок 1), при охлаждении в данных сплавах должны происходить фазовые превращения, приводящие к значительному изменению фазового состава. Количественные параметры фазового состава приведены в таблицах 4–6. Сплав с содержанием алюминия 40 (ат. %) является  $\beta$ -затвердевающим. При температурах от 1400 до 1150 °С сплав является однофазным и содержит единственную  $\alpha$ -фазу. При снижении температуры от 1050 до 600 °С появляется вторая фаза -  $\gamma$  и сплав становится двухфазным  $\alpha_2 + \gamma$  (см. таблица 4). Доля  $\alpha_2$ -фазы составляет большую часть, но с понижением температуры массовая доля  $\alpha_2$ -фазы существенно снижается – с порядка 90 до почти 67 (масс. %) соответственно. Сплав с 45Al (ат. %) отличается от первого повышенным содержанием  $\gamma$ -фазы. В этом сплаве  $\gamma$ -фаза появляется уже при 1250 °С. При снижении температуры (до 600 °С) ее содержание составляет ~67 (масс. %) (таблица 5). Сплав с 50Al (ат. %) при температурах ниже 1250 °С –  $\gamma$ -однофазный (таблица 6).

Таблица 4 – Расчетные данные для фазового состава двойного сплава Ti–40Al (ат. %)

| Температура, °С | $Q_M$ ,<br>(масс. %) | Фаза       | Содержание элемента, (масс. %) |       |
|-----------------|----------------------|------------|--------------------------------|-------|
|                 |                      |            | Al                             | Ti    |
| 1450            | 100                  | $\beta$    | 27,31                          | 72,69 |
| 1400            | 100                  | $\alpha$   | 27,31                          | 72,69 |
| 1250            | 100                  | $\alpha$   | 27,31                          | 72,69 |
| 1150            | 100                  | $\alpha$   | 27,31                          | 72,69 |
| 1050            | 90                   | $\alpha_2$ | 26,53                          | 73,47 |
|                 | 10                   | $\gamma$   | 34,74                          | 65,26 |
| 850             | 76,75                | $\alpha_2$ | 25,07                          | 74,92 |
|                 | 23,25                | $\gamma$   | 35,17                          | 64,83 |
| 600             | 67,21                | $\alpha_2$ | 23,27                          | 76,73 |
|                 | 32,79                | $\gamma$   | 35,59                          | 64,41 |

Таблица 5 – Расчетные данные для фазового состава двойного сплава Ti–45Al (ат. %)

| Температура, °C | Q <sub>M</sub> ,<br>(масс. %) | Фаза       | Содержание элемента, (масс. %) |       |
|-----------------|-------------------------------|------------|--------------------------------|-------|
|                 |                               |            | Al                             | Ti    |
| 1450            | 100                           | $\alpha$   | 31,56                          | 68,44 |
| 1400            | 100                           | $\alpha$   | 31,56                          | 68,44 |
| 1250            | 83,23                         | $\alpha$   | 30,67                          | 69,33 |
|                 | 16,77                         | $\gamma$   | 36,09                          | 63,91 |
| 1150            | 52,55                         | $\alpha$   | 28,62                          | 71,38 |
|                 | 47,45                         | $\gamma$   | 34,94                          | 65,06 |
| 1050            | 37,55                         | $\alpha_2$ | 26,53                          | 73,47 |
|                 | 62,45                         | $\gamma$   | 34,74                          | 65,26 |
| 850             | 34,35                         | $\alpha_2$ | 25,07                          | 74,93 |
|                 | 65,65                         | $\gamma$   | 35,17                          | 64,83 |
| 600             | 32,72                         | $\alpha_2$ | 23,27                          | 76,73 |
|                 | 67,28                         | $\gamma$   | 35,59                          | 64,41 |

Таблица 6 – Расчетные данные для фазового состава двойного сплава Ti–50Al (ат. %)

| Температура, °C | Q <sub>M</sub> ,<br>(масс. %) | Фаза     | Содержание элемента, (масс. %) |       |
|-----------------|-------------------------------|----------|--------------------------------|-------|
|                 |                               |          | Al                             | Ti    |
| 1450            | 100                           | $\alpha$ | 36,04                          | 63,96 |
| 1400            | 76,97                         | $\alpha$ | 35,12                          | 64,88 |
|                 | 23,03                         | $\gamma$ | 39,14                          | 60,86 |
| 1250            | 0,9                           | $\alpha$ | 30,67                          | 69,33 |
|                 | 99,1                          | $\gamma$ | 36,09                          | 63,91 |
| 1150            | 100                           | $\gamma$ | 36,04                          | 63,96 |
| 1050            | 100                           | $\gamma$ | 36,04                          | 63,96 |
| 850             | 100                           | $\gamma$ | 36,04                          | 63,96 |
| 600             | 100                           | $\gamma$ | 36,04                          | 63,96 |

Исходя из данных, представленных в таблицах 4–6, в двойных сплавах с содержанием 40Al, 45Al, 50Al (ат. %) при температурах ниже 1050 °C, что соответствует рабочим температурам для данных сплавов, присутствует  $\gamma$ -фаза - TiAl. Гамма фаза имеет упорядоченную тетрагонально-искаженно гранцентрированную структуру типа L1, аналогичную сверхструктуре CuAu, в

которой слои, упакованные атомами титана, чередуются со слоями, занятыми атомами алюминия.

Исходя из двойной диаграммы состояния Ti–Al (см. рисунок 1) и данных таблиц 4–6, можно сделать вывод, что большое количество гамма-сплавов, кроме  $\gamma$ -фазы имеют в своем составе интерметаллидную  $\alpha_2$ -фазу на основе соединения  $Ti_3Al$ . Данные фазы в большой степени определяют многообразие структур гамма-сплавов. Для гамма-сплавов, в зависимости от технологических схем изготовления, а именно режимов обработки (горячейковки) и последующей термообработки, характерны структуры следующих типов: пластинчатая (ламельная), рекристаллизованная (глобулярная) и бимодальная (дуплексная) [81, 82].

## 3.2 Тройная система Ti–Al–Nb

### 3.2.1 Политермические разрезы

Помимо титана и алюминия, почти все промышленные гамма-сплавы, содержат как минимум одну легирующую добавку (X), что требует рассмотрения соответствующих тройных диаграмм Al–Ti–X. Среди публикаций последних лет следует отметить работы [6, 27, 82–86].

Для проведения полноценного анализа тройных систем необходимы политермические и изотермические разрезы. Подобных изображений в существующей научно-технической литературе явно недостаточно, а для их построения путем проведения экспериментов требуется достаточно много времени. Применение специальных вычислительных компьютерных программ позволяет решить данную проблему.

Расчет политермических разрезов тройных систем Ti–Al–X, при содержании алюминия 45 (ат. %), дает возможность оценить оказываемое влияние легирующего элемента (X) на фазовый состав при разных температурах. По сравнению с двойной системой Ti–Al (см. рисунок 1) на политермических разрезах присутствуют области, имеющие в своем составе сразу три фазы. Другой общей особенностью характерной для систем Ti–Al–X является то, что перитектические

реакции  $L+\alpha\rightarrow\gamma$  и  $L+\beta\rightarrow\alpha$ , а также эвтектоидная реакция  $\alpha\rightarrow\alpha_2+\gamma$ , начинают протекать в интервале температур, хотя в двойной системе Ti–Al те же реакции – моновариантные.

## Ниобий

В составе многих гамма-сплавов присутствует ниобий. В сплаве типа TNB, а также некоторых других концентрация ниобия достигает 10 (ат. %). Исследование данной системы представлено в ряде работ [83, 87, 88]. На политермическом сечении, приведенном на рисунке 18, видно, что в условиях равновесной кристаллизации, все сплавы концентрационного диапазона являются  $\beta$ -затвердевающими.

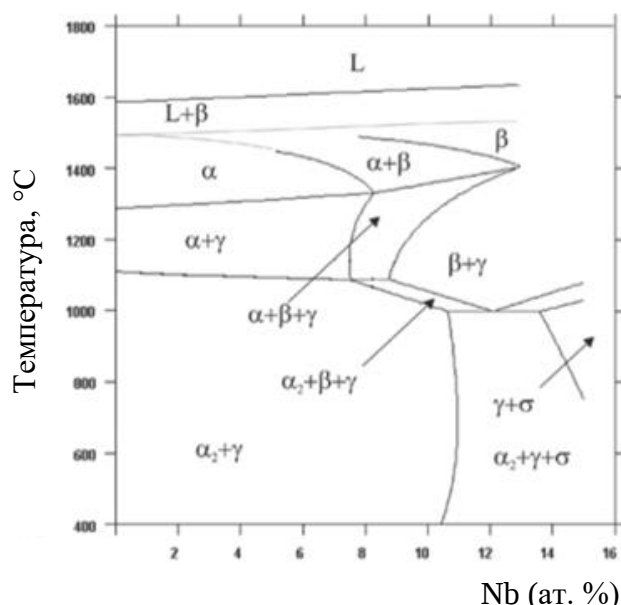


Рисунок 18 – Политермическое сечение системы Ti-Al-Nb при содержании 45Al (ат. %)

В зависимости от содержания ниобия в сплаве, на момент завершения кристаллизации, фазовый состав будет разным. Для сплавов с содержанием ниобия около 4 (ат. %), кристаллизация заканчивается в  $\alpha+\beta$  области. У сплавов с большей концентрацией ниобия напротив, кристаллизация заканчивается в  $\beta$ -области, в достаточно узком температурном интервале.

По мере охлаждения от 1400 до 1300 °C сплавы имеют в своем составе две фазы:  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы. Дальнейшее снижение приводит к появлению фазовых областей,

в которых присутствует  $\gamma$ -фаза. Добавление ниобия увеличивает температуру ликвидуса и солидуса сплава, а также температуру образования алюминида  $\gamma$ . В результате этого также снижается температура образования алюминида  $\alpha_2$  в результате эвтектоидного превращения. В концентрационном диапазоне содержания ниобия  $\sim 7$  (ат. %) эвтектоидное превращение  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ , как и в двойной системе Ti-Al, является трехфазным.

## Молибден

В составе некоторых гамма-сплавов 3-го поколения, присутствует молибден [61,105,111]. Вдобавок данные сплавы легируются рядом других элементов, помимо молибдена.

Согласно политермическому разрезу, представленному на рисунке 19, в условиях равновесной кристаллизации, все сплавы концентрационного диапазона являются  $\beta$ -затвердевающими.

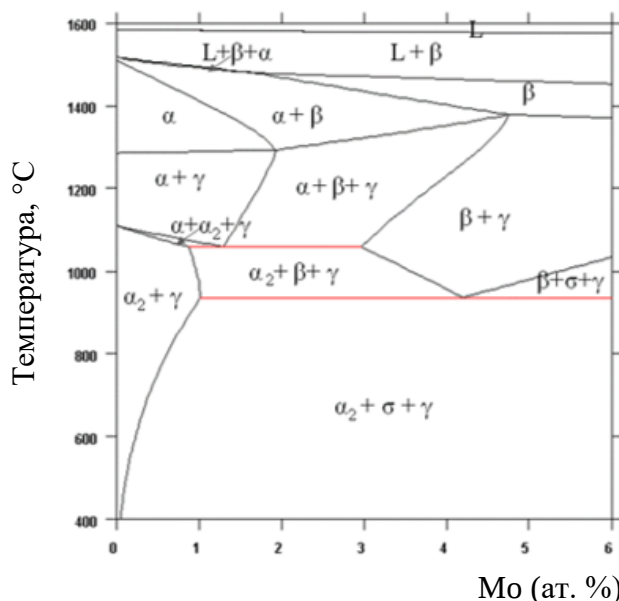


Рисунок 19 – Политермическое сечение системы Ti-Al-Mo при содержании 45Al (ат. %)

При содержании молибдена до  $\sim 1,7$  (ат. %) сплавы оказываются в  $\alpha+\beta$  фазовой области. Увеличение содержания молибдена приводит к смещению сплавов в  $\beta$ -однофазную область. По сравнению с ниобием, молибден оказывает противоположное влияние на температуры солидуса и ликвидуса сплавов. При

этом повышается температура образования  $\gamma$ -фазы. Как и в случае с ниобием, молибден заметно снижает температуру появления алюминидов  $\alpha_2$ . Значения температур начала и конца данного эвтектоидного превращения в тройной системе с молибденом значительно больше, в сравнении с системой легированной ниобием (см. рисунок 18). При содержании молибдена 1 (ат. %) разница начала и конца протекания моновариантного эвтектоидного превращения составляет около 10 °С, в то время как для ниобия при содержании 8 (ат. %) это значение составляет порядка 1 °С. На политермическом разрезе, в интервале концентраций молибдена от 1 до 3 (ат. %) выделяется горизонталь, соответствующую четырехфазному эвтектоидному превращению  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$ . Стоит заметить, что в сплавах с содержанием молибдена выше 1 (ат. %) возможно появление  $\sigma$  фазы, образующейся при температуре 950 °С в ходе неинвариантной реакции  $\beta \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \sigma$ . Исходя из политермического сечения (см. рисунок 19) можно сделать вывод о том, что при легировании данной системы, стоит ограничиваться небольшими значениями концентрации молибдена. С уменьшением температуры происходит сдвиг границы возникновения  $\sigma$  фазы, в сторону снижения содержания молибдена. При температуре 400 °С концентрация молибдена составляет примерно 0,1 (ат. %). Данный разрез свидетельствует о том, что молибден может выступать как типичный  $\beta$  стабилизатор, в результате чего при содержании выше 2 (ат. %) на разрезе возникает  $\beta$  однофазная область, при этом данная фаза отсутствует при температурах ниже 950 °С.

## Хром

Содержание хрома в гамма-сплавах зачастую составляет не более 2 (ат. %), кроме того, сплавы дополнительно легируются другими элементами.

Согласно литературным данным [65] в гамма-сплавах, содержащих хром может существовать фаза Лавеса ( $\text{TiCr}_2$ ) участвующая в ряде превращений, содержание алюминия в которой может достигать 40 (ат. %).

Из представленного сечения (рисунок 20) видно, что сплавы входящие в данный концентрационный диапазон, являются  $\beta$ -затвердевающими. Все сплавы

без исключения содержащие до 9 (ат. %) по сравнению со сплавами легированными ниобием (рисунок 18) и молибденом (рисунок 19) при кристаллизации проходят через обширную  $\alpha$ -область.

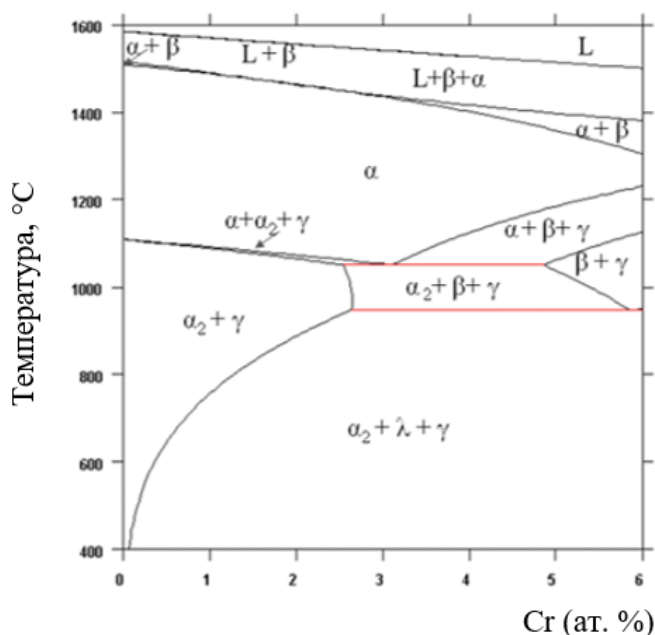


Рисунок 20 – Политермическое сечение системы Ti-Al-Cr при 45Al (ат. %).

Легирование хромом понижает температуру ликвидуса и солидуса сплава, кроме того снижается начальная и конечная температура протекания превращения  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  (рисунок 20). При концентрации хрома 2,5 (ат. %) температурный интервал существования данной реакции равен порядка 2 °С. На политермическом сечении в концентрационном интервале от 2,5 до 5 (ат. %) хрома присутствует горизонталь, соответствующая  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$  превращению. В данной тройной системе присутствует фаза Лавеса ( $\lambda$ ), появляющаяся при температуре около 950 °С в результате протекания невариантной реакции  $\beta \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \lambda$ . В связи с этим, в равновесных условиях, ниже температуры протекания данной эвтектоидной реакции  $\beta$  фаза должна отсутствовать. Фаза Лавеса характеризуется невысокими показателями пластичности, что в большинстве случаев нежелательно. В тоже время ее присутствие повышает жаростойкость сплавов до температур 900 °С.

## Марганец

Некоторые гамма-сплавы имеют в своем составе марганец, содержание которого составляет не более 2 (ат. %). Все сплавы входящие в концентрационный диапазон политермического сечения (рисунок 21) являются  $\beta$  затвердевающими. Окончание кристаллизации данных сплавов завершается аналогично двойному сплаву Ti-45Al (ат. %) (см. рисунок 1) в  $\alpha+\beta$  области. Легирование добавками марганца увеличивает температуру солидуса сплава, а также возникновения  $\gamma$  фазы, в то время как температура ликвидуса и протекания  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  превращения понижается.

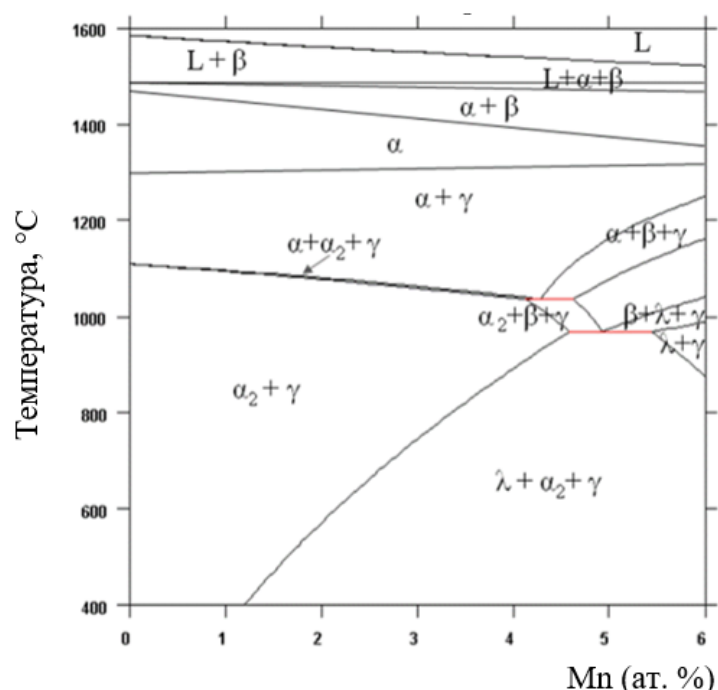


Рисунок 21 – Политермическое сечение системы Ti-Al-Mn при 45Al (ат. %).

При температуре 1036 °C и концентрации 4Mn (ат. %), которая заведомо выше, чем в марочных сплавах на разрезе имеется эвтектоидное превращение  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$ . В тройной системе с марганцем присутствует фаза Лавеса, аналогично системе с хромом (рисунок 20), которая возникает в результате протекания неинвариантной реакции  $\beta \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \lambda$ . С уменьшением температуры происходит сдвиг границы возникновения фазы Лавеса, в сторону снижения содержания марганца. При этом концентрация молибдена при температуре 400 °C составляет выше 1 (ат. %). Исходя из политермического разреза (рисунок 21) можно сделать

вывод, что сплавы легированные марганцем с концентрацией 45Al (ат. %) в температурном интервале менее 1000 °С в своем составе будут иметь две фазы  $\alpha_2 + \gamma$ .

## Вольфрам

Вольфрам до 2(ат. %) входит в состав нескольких гамма-сплавов. Как и в сплавах с марганцем, тройные сплавы с вольфрамом являются  $\beta$  затвердевающими.

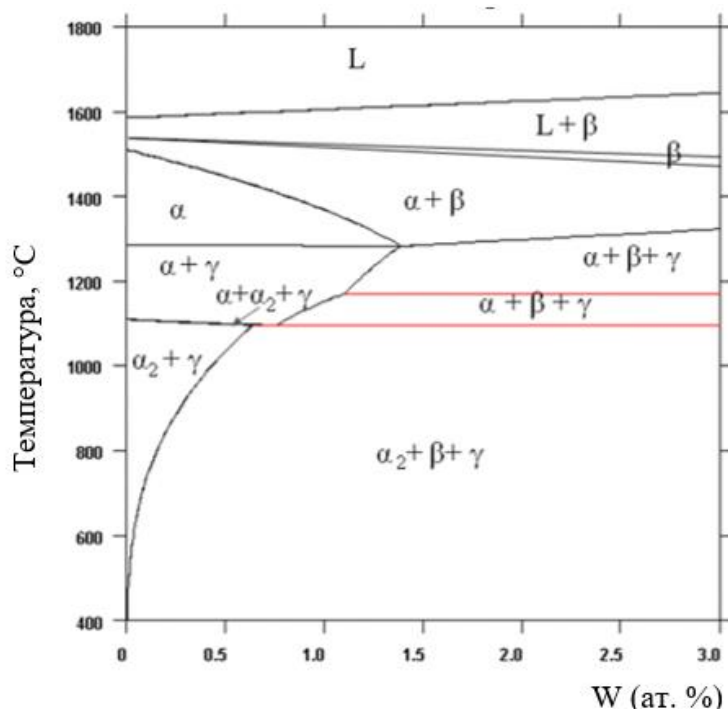


Рисунок 22 – Политермическое сечение системы Ti-Al-W при 45Al (ат. %).

В сплавах концентрация вольфрама в которых составляет более 0,5 (ат. %) являются однофазными (рисунок 22). Температурный интервал  $\beta$ -области небольшой, поэтому при снижении температуры на несколько градусов сплавы оказываются в  $\alpha + \beta$  области. Добавка вольфрама снижает температуру протекания эвтектоидной реакции  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  и солидуса сплава, при этом температура ликвидуса увеличивается. В данной системе при температуре 1095 °С и содержании вольфрама свыше 0,5 (ат. %) присутствует эвтектоидная реакция  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$ . При дальнейшем снижении температуры сплавы попадают в  $\alpha_2 + \gamma + \beta$  фазовую область, что способствует более стабильную структуру и лучшие показатели жаропрочности, по сравнению с другими тройными системами рассмотренными

выше. Данное политермическое сечение характеризуется наличием второй горизонтали, соответствующей монотектоидной реакции, протекающей при температуре около 1180 °С. В результате данной реакции образуется  $\beta_2$  твердый раствор на основе вольфрама.

## Кремний

Кремний добавляют некоторые гамма-сплавы, содержание которого составляет не более 1 (ат. %). Как правило, вместе с кремнием, сплавы дополнительно легируют дополнительными элементами, в том числе вольфрамом. Из представленного сечения (рисунок 23) видно, что сплавы входящие в концентрационный диапазон до 3 (ат. %), являются  $\beta$ -затвердевающими.

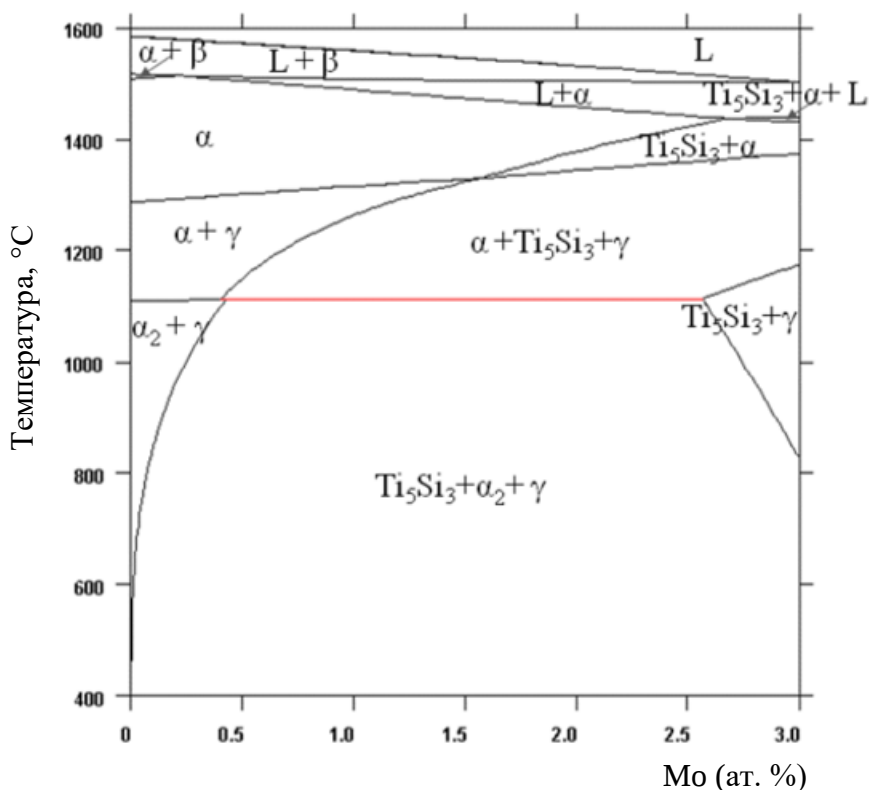


Рисунок 23 – Политермическое сечение системы Ti-Al-Si при 45Al (ат. %).

По реакции  $L + \beta \rightarrow \alpha$ , которая является моновариантной, сплавы могут завершать кристаллизацию либо в  $\alpha$  однофазной области, либо в двухфазной области содержащей  $\alpha$  (рисунок 23). Легирование добавками кремния понижают температуру как ликвидуса, так и солидуса сплава, при этом температура возникновения  $\gamma$  фазы возрастает. В тройной системе с кремнием присутствует

силицид титана  $Ti_5Si_3$ , образующийся в результате эвтектоидной реакции  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + Ti_5Si_3$ .

С уменьшением температуры происходит сдвиг границы возникновения  $Ti_5Si_3$ , в сторону снижения содержания кремния, вследствие чего, во всех тройных сплавах, содержащих кремний даже при его небольших концентрациях, стоит ожидать появления этой фазы.

### 3.2.2 Изотермические разрезы

При высокотемпературной термообработке, которой практически всегда подвергаются изделия из гамма сплавов формируется состав фаз, близкий к равновесному. К одному из таких видов обработки отливок относится операция горячего изостатического прессования. В изделиях из гамма-сплавов, например лопатках турбин, работающих при повышенных температурах порядка 800 °С, в течение длительного времени, также можно ожидать формирования равновесного фазового состава. Из этого можно сделать вывод, что расчет изотермических разрезов для тройных систем также необходим, как и политермических.

#### **Ниобий**

На изотермическом разрезе с ниобием, построенном при температуре 1250 °С, присутствует тройная фазовая область ( $\alpha + \beta + \gamma$ ) в виде треугольника (рисунок 24а). Равновесным составам фаз соответствуют вершины данного треугольника. Небольшие изменения химического состава в тройном сплаве могут привести к существенному изменению в фазовом соотношении, что может существенно сказаться на конечной структуре. В особенности авторы работы [89] при выборе температуры горячего изостатического прессования руководствуются исходя из оптимального соотношения фаз  $\alpha$ ,  $\beta$  и  $\gamma$ .

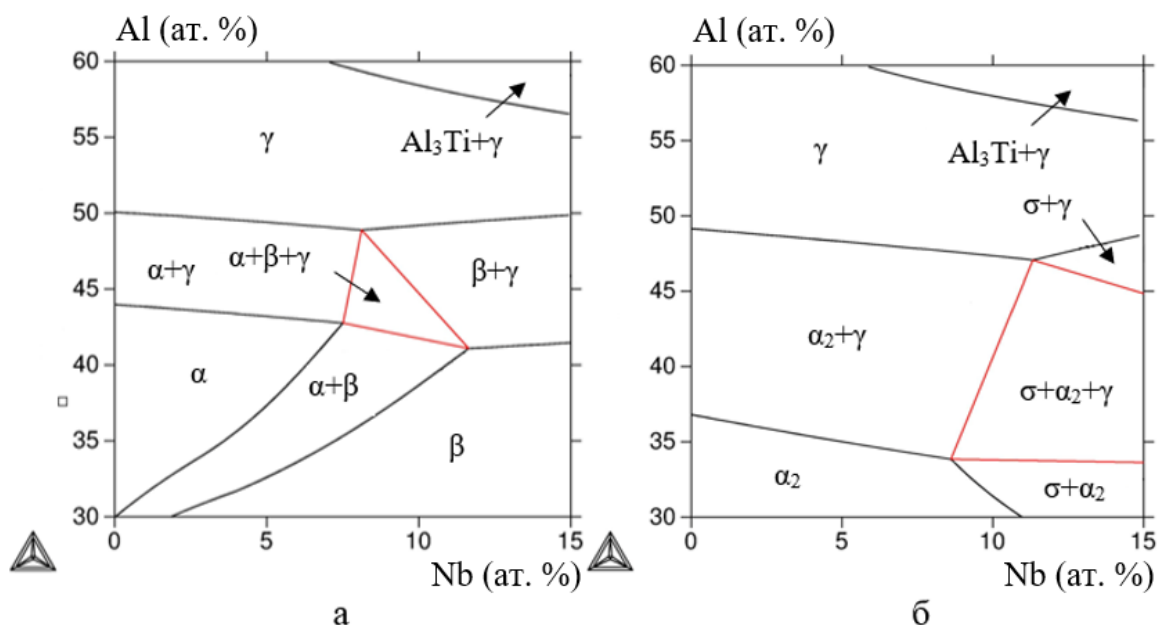


Рисунок 24 – Изотермическое сечение системы Ti–Al–Nb при температуре 1250 °C (а) и 850 °C (б)

На изотермическом разрезе (рисунок 24б) при 850 °C отсутствует  $\alpha$ -фаза, вместо которой появляется  $\alpha_2$ -фаза, а также присутствует новая фаза  $\sigma$ .

На изотермическом сечении в концентрационном диапазоне алюминия с 30 до 55 (ат. %) при 1250 °C (рисунок 24а) имеется несколько фазовых областей, в числе которых три фазовых  $\alpha$ ,  $\beta$  и  $\gamma$ , двухфазные  $\alpha+\gamma$ ,  $\beta+\gamma$ ,  $\alpha+\beta$ , а также тройная фазовая область  $\alpha+\beta+\gamma$ . Ввиду того, что конодный треугольник, соответствующий тройной фазовой области достаточно мал, небольшие изменения в составе сплава, могут привести к существенному изменению в фазовом соотношении. Если рассмотреть сплав с постоянной концентрацией алюминия равной 45 (ат. %), то фазовый состав данного сплава будет сильно варьироваться ввиду изменения концентрации ниобия. При содержании ниобия 5 (ат. %) сплав будет находиться в  $\alpha+\gamma$  области. При увеличении содержания ниобия до 8 (ат. %), сплав уже будет находиться в трехфазной области. При содержании ниобия в сплаве 10 (ат. %) сплав окажется в  $\beta+\gamma$  области. Стоит отметить, что на изотермическом сечении, построенном при 850 °C нет фазы  $\beta$ , как при 1250 °C и присутствует трехфазная область с новыми фазами  $\alpha_2$  и  $\sigma$  (рисунок 24б). Сплав, при изменении содержания ниобия практически по всем диапазонам, будет находиться в  $\alpha_2+\gamma$  области.

## Молибден

Изотермический разрез с молибденом при 1250 °С, в отличие от предыдущего разреза (см. рис. 24а) характеризуется присутствием фазовых областей с  $\sigma$ , при содержании Al более 50 (ат. %), а Mo более 4 (ат. %) (рисунок 25а). Легирование таким количеством добавок молибдена не характерно для марочных сплавов типа TNM, WMS, 3-95, где концентрация молибдена не превышает 1 (ат. %). Трехфазная область  $\alpha+\beta+\gamma$  также не попадает в концентрационных диапазон данных сплавов. На изотермическом разрезе при 850 °С присутствует три трехфазных области:  $\beta+\sigma+\alpha_2$ ,  $\alpha_2+\sigma+\gamma$  и  $Al_3Ti+\sigma+\gamma$  (рисунок 25б). Во вторую и самую обширную. На разрезе с молибденом, во всем диапазоне концентраций, как и на разрезе тройной системы с ниобием (см. рис. 24б), отсутствует  $\beta$ -фаза.

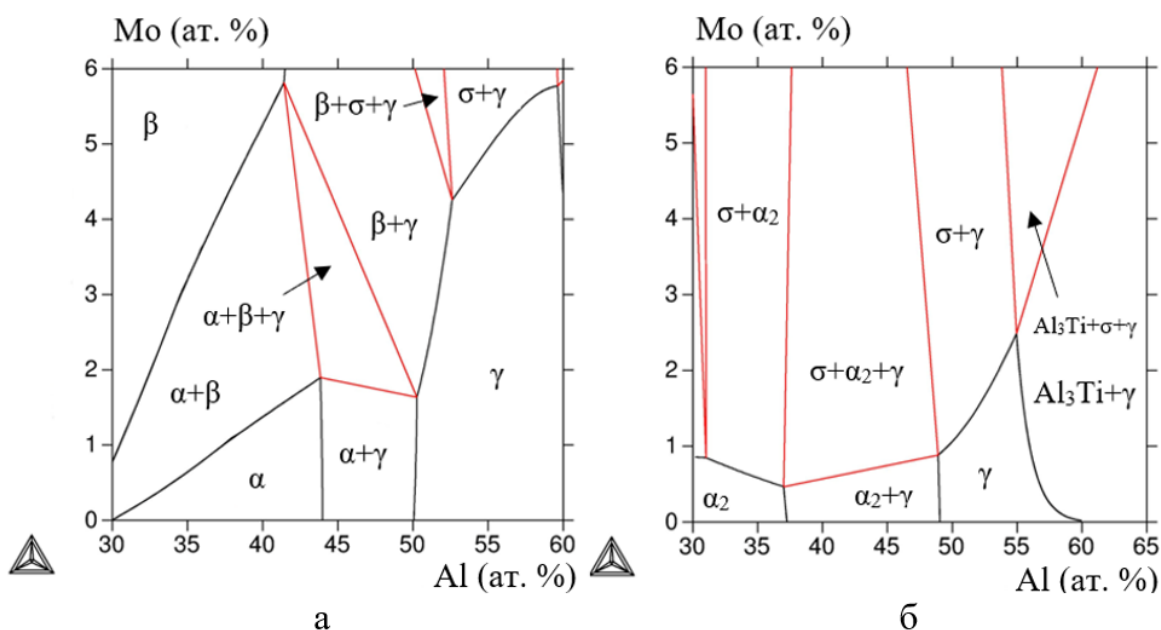


Рисунок 25 – Изотермическое сечение системы Ti–Al–Mo при температуре 1250 °С (а) и 850 °С (б).

## Хром

Изотермическое сечение с хромом (рисунок 26а) при 1250 °С включает в себя следующие фазовые области: однофазные  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ , двухфазные  $\alpha+\beta$ ,  $\alpha+\gamma$ ,  $\beta+\gamma$ , а также трехфазную  $\alpha+\beta+\gamma$ . При сравнении с изотермическим сечением тройной системы Ti–Al–Nb (см. рис. 24)  $\alpha+\beta+\gamma$  фазовая область находится при содержании

хрома более 6 (ат. %), что больше, чем химический состав у промышленных сплавов таких как 4822, ТАВ, К5,3-95. Из разреза видно, что при концентрации алюминия в сплаве меньше 44 (ат. %) и хрома менее 3 (ат.%) будут находиться в  $\alpha$ -фазовой области.

На изотермическом сечении при 850 °С присутствует  $\lambda$  фаза, которая входит в состав  $\lambda+\alpha_2+\gamma$  фазовой области, которая занимает значительную часть (рисунок 26б). При концентрации хрома более 1,5 (ат. %) сплавы данной системы будут находиться в этой тройной фазовой области.

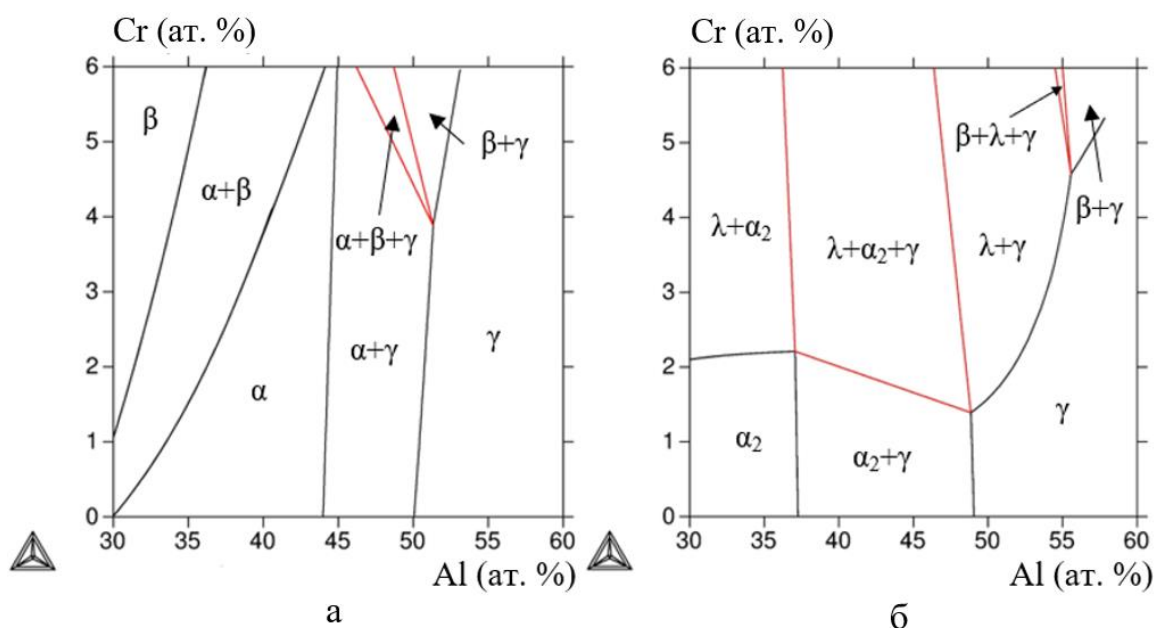


Рисунок 26 – Изотермическое сечение системы Ti–Al–Cr при температуре 1250 °С (а) и 850 °С (б).

### Ванадий

На изотермическом сечении с ванадием при температуре 1250 °С имеется две двухфазные области  $\alpha+\beta$ ,  $\alpha+\gamma$ , а также три однофазных области  $\beta$ ,  $\alpha$ ,  $\gamma$ , две последние из которых охватывают большую часть (рисунок 27а). По сравнению с предыдущими системами, на данном сечении отсутствует трехфазная область. На данном разрезе можно отметить, что  $\beta$  фаза возникает в сплавах с концентрацией алюминия примерно меньше 41 (ат. %), а ванадия более 2 (ат. %). Сплавы, содержащие менее 44 (ат. %) алюминия, находятся в  $\alpha$  фазовой области. При увеличении концентрации алюминия сплавы попадают  $\alpha+\gamma$  фазовую область.

На изотермическом сечении при 850 °С имеется три фазовых области: однофазные  $\alpha_2$ ,  $\gamma$  и двухфазная  $\alpha_2+\gamma$  (рисунок 27б). Ввиду того, что содержание алюминия в гамма сплавах приблизительно соответствует концентрационному диапазону  $\alpha_2+\gamma$  фазовой области на данном разрезе, именно в эту область и должны попадать данные сплавы.

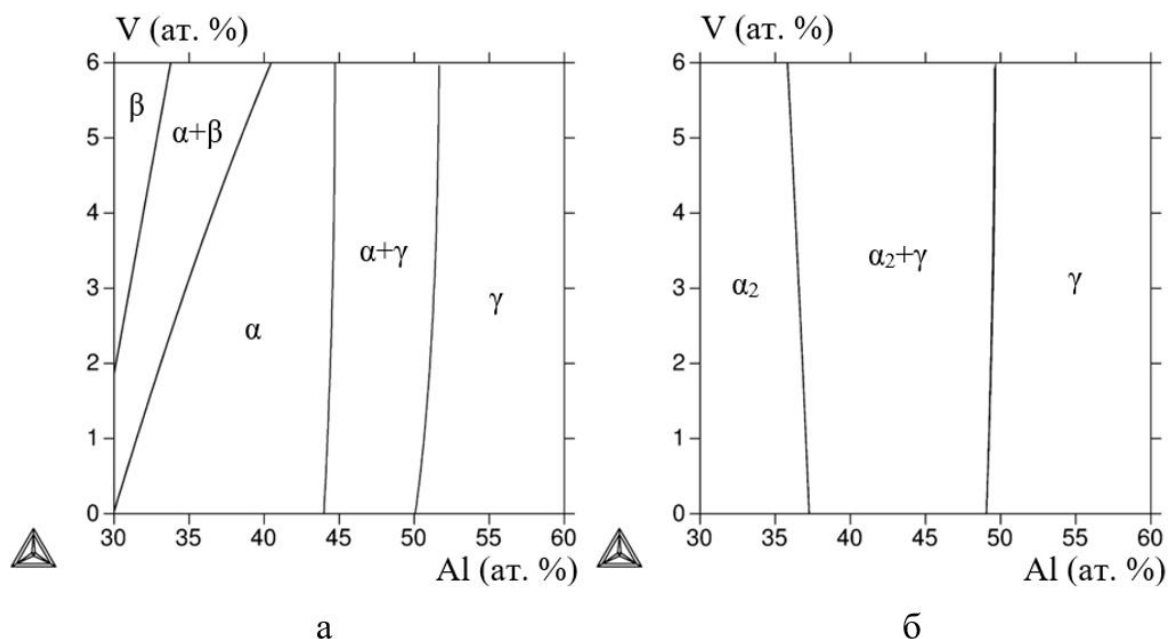


Рисунок 27 – Изотермическое сечение системы Ti–Al–V при температуре 1250 °С (а) и 850 °С (б).

### Цирконий

Изотермические сечения с цирконием при 1250 °С и 850 °С очень близки по своему виду с предыдущей системой (см. рис. 27). Значительную часть занимают однофазные области  $\alpha$  и  $\gamma$ . Однако появляется новая  $\beta$  фазовая область, возникающая при концентрациях алюминия менее 33 (ат. %), а циркония выше 3 (ат. %). Также имеются двойные  $\alpha+\gamma$  и  $\alpha+\beta$  фазовые области. Трехфазная область отсутствует. При большом содержании алюминия более 54 (ат. %) и циркония свыше 2,5 (ат. %) на изотермическом сечении при 850 °С появляется фазовая двойная двухфазная область  $\lambda+\gamma$  с фазой Лавеса (рисунок 28б). Как и в случае с ванадием, цирконий оказывает не существенное влияние на фазовые границы, вытекающие из диаграммы состояния Ti–Al (см. рис. 1).

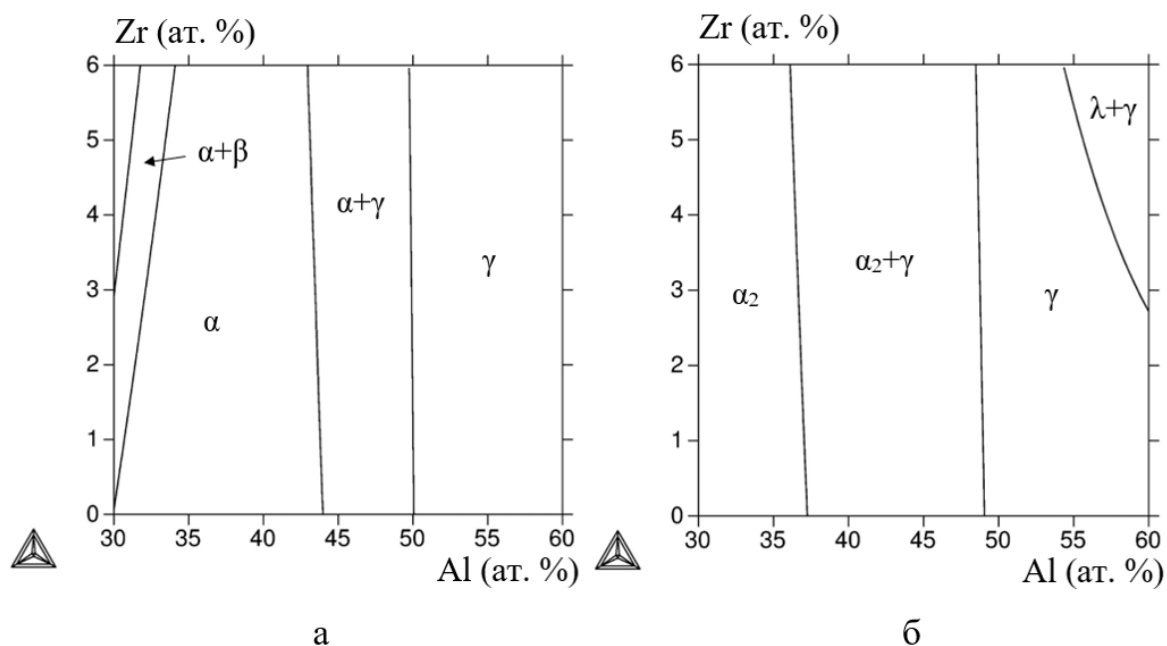


Рисунок 28 – Изотермическое сечение системы Ti–Al–Zr при температуре 1250 °C (а) и 850 °C (б).

### Марганец

В отличие от изотермических разрезов при 1250 °C с цирконием (см. рис. 28а) и ванадием (см. рис. 27а), изотермическое сечение тройной системы с марганцем (рисунок 29а) имеет трехфазную область  $\alpha+\beta+\gamma$ , которая располагается при концентрации марганца выше 4,5 (ат. %). Несмотря на это, марочные гамма-сплавы не попадают в тройную фазовую область, а находятся в  $\alpha$  фазовой области, либо в  $\alpha+\gamma$ .

На изотермическом сечении при 850 °C (рисунок 29б) присутствует две однофазные  $\alpha_2$  и  $\gamma$ , три двухфазные  $\lambda+\alpha_2$ ,  $\alpha_2+\gamma$  и  $\beta+\gamma$ , две трехфазные  $\lambda+\alpha_2+\gamma$  и  $\beta+\lambda+\gamma$  области. Тройная  $\lambda+\alpha_2+\gamma$  фазовая область соответствует составам, при условии, что сплавы содержат более 2,5 (ат. %). При меньших значениях концентрации марганца сплавы находят в  $\alpha_2+\gamma$  фазовой области.

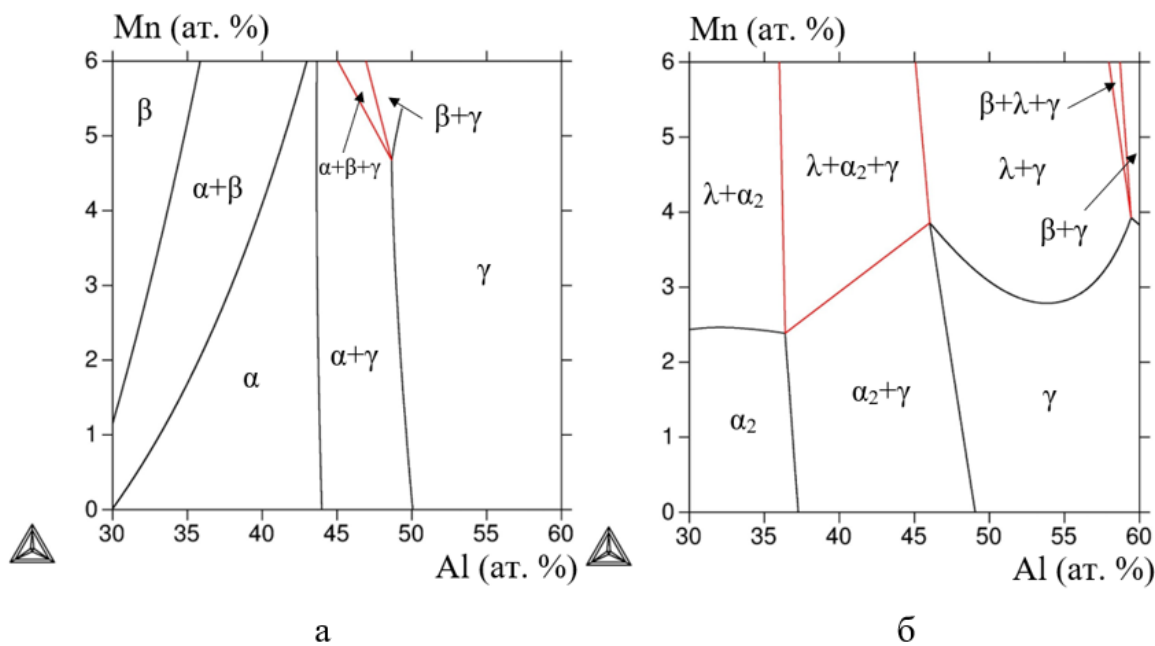


Рисунок 29 – Изотермическое сечение системы Ti–Al–Mn при температуре 1250 °C (а) и 850 °C (б).

### Вольфрам

На изотермическом сечении при 1250 °C (рисунок 30а) присутствуют две тройные фазовые области  $\alpha+\beta+\gamma$  и  $\beta+\beta_2+\gamma$ , попадающие в область гамма-сплавов. Сплавы, содержащие более 0,5 (ат. %) вольфрама, скорее всего попадут в одну из данных фазовых областей.

На изотермическом сечении при 850 °C (рисунок 30б) трехфазная область  $\alpha_2+\beta+\gamma$  занимает значительную часть. При небольшом содержании вольфрама тройные сплавы будут попадать именно в эту фазовую область.

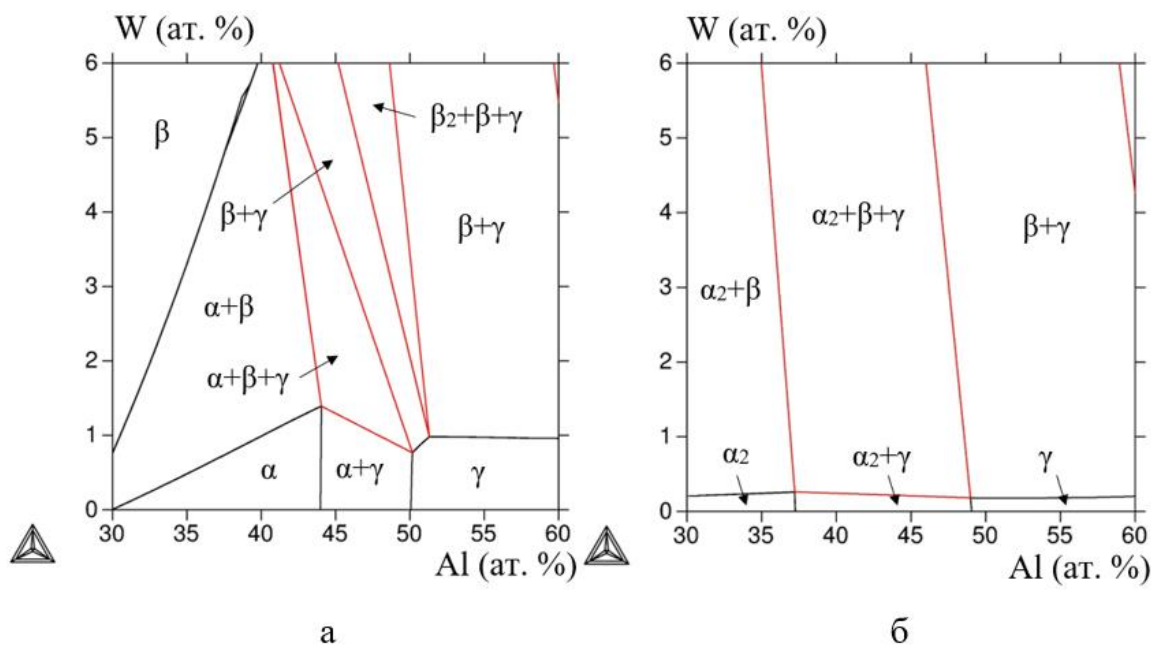


Рисунок 30 – Изотермическое сечение системы Ti–Al–W при температуре 1250 °C (а) и 850 °C (б).

### Кремний

На изотермическом сечении при 1250 °C (рисунок 31а) присутствует несколько фазовых областей с силицидом титана, в том числе трехфазные  $\alpha+\text{Ti}_5\text{Si}_3+\gamma$  и  $\alpha_2+\text{Ti}_5\text{Si}_3+\gamma$ . Также имеются еще двухфазные области с этим соединением  $\alpha+\text{Ti}_5\text{Si}_3$  и  $\text{Ti}_5\text{Si}_3+\gamma$ . Фаза  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$  начинает появляться при содержании кремния более 0,8 (ат. %).

На изотермическом сечении при 850 °C (рисунок 31б) данная фаза возникает уже при содержании кремния порядка 1,5 (ат. %). Стоит заметить, что на изотермических сечениях отсутствует  $\beta$ -фаза.

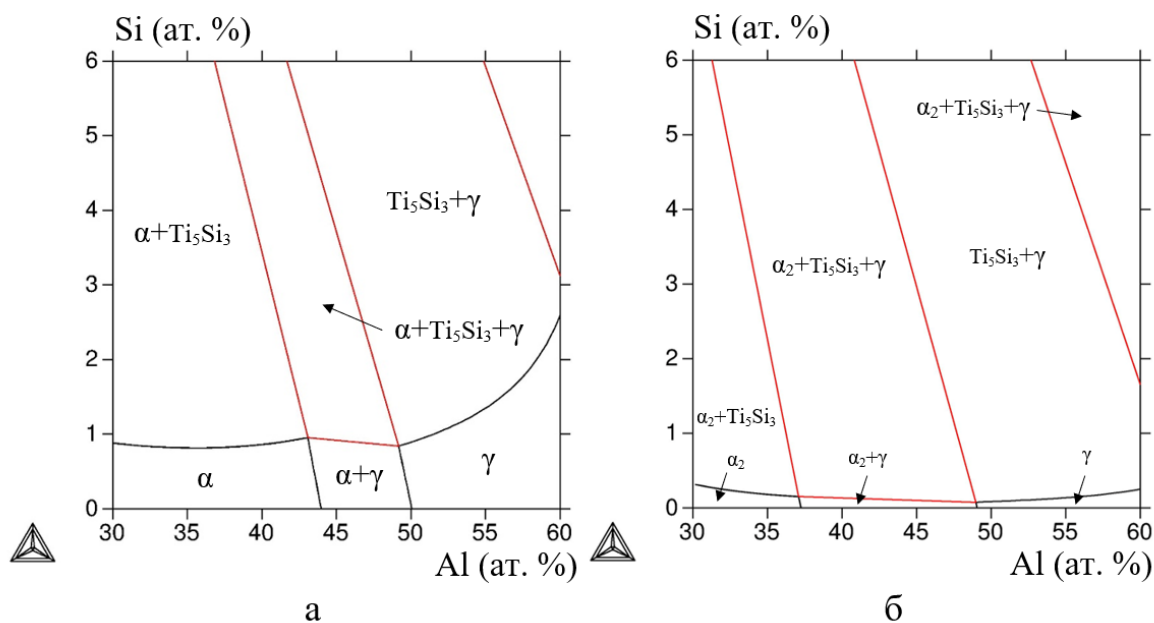


Рисунок 31 – Изотермическое сечение системы Ti–Al–Si при температуре 1250 °C (а) и 850 °C (б).

### 3.2.3 Фазовый состав тройных сплавов

Из изотермических сечений тройных систем, проиллюстрированных в предыдущем пункте видно, что в зависимости от концентрации основных элементов алюминия и титана, а также от содержания легирующей добавки фазовый состав может сильно меняться. Но порой изотермических сечений недостаточно и необходимо иметь количественные данные соотношения в сплаве фаз и содержанию в них элементов. Для тройных сплавов с концентрацией алюминия 40 и 45 (ат. %) в таблица 7–21 представлены данные по фазовому составу при различном содержании легирующего элемента.

По данным таблицы 7 для сплава Ti-40Al-1Nb можно увидеть, что сплав является  $\beta$ -затвердевающим. При температурах ниже 1450 °C, а именно до 1150 °C сплав однофазный ( $\alpha$ ), а ниже температуры эвтектоидного превращения, сплав становится уже двухфазным. С понижением температуры можно отметить, что концентрация ниобия несколько возрастает. При этом содержание ниобия в  $\gamma$ -фазе увеличивается с 2,32 (масс. %) при температуре 1450 °C до 3,37 (масс. %) при температуре 600 °C соответственно, в то время как в  $\alpha_2$ -фазе концентрация ниобия

уменьшается с 2,23 (масс. %) до 1,77 (масс. %) при 1050 и 600 °С соответственно. Следующий сплав с концентрацией ниобия 5 (ат. %), в отличие от сплава с 1 (ат. %) ниобия при температуре 1400 °С является двухфазным ( $\alpha + \beta$ ), при этом содержание  $\alpha$ -фазы составляет 2,62 (масс. %). Но несмотря на это, до 1150 °С сплав с 5 (ат. %) Nb, как и предыдущий, является однофазным, а ниже 1050 °С двухфазным. При этом наблюдается аналогичная тенденция увеличения содержания ниобия в  $\gamma$ -фазе и его уменьшение в  $\alpha_2$ -фазе.

Из таблицы 8 видно, что в тройном сплаве с содержанием алюминия 45 (ат. %) количество  $\gamma$ -фазы значительно выше. В частности, ее содержание при концентрации 1 Nb (ат. %) при температуре 600 °С почти в 2 раза выше, чем в сплаве с 40Al (ат. %) и в 1,7 выше, чем в сплаве с 5 Nb (ат. %) при аналогичной температуре. Как и в сплаве с 40Al (ат. %) при легировании ниобием в количестве 1 и 5 (ат. %) наблюдается незначительное увеличение содержания Nb в  $\gamma$ -фазе и уменьшение в  $\alpha_2$ -фазе соответственно.

Таблица 7 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Nb при содержании 40 Al (ат. %)

| Nb, (ат. %) | Температура, °С | Фаза       | $Q_M$ ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |      |
|-------------|-----------------|------------|----------------------|------------------------------------|-------|------|
|             |                 |            |                      | Ti                                 | Al    | Nb   |
| 1           | 2               | 3          | 4                    | 5                                  | 6     | 7    |
| 1           | 1450            | $\beta$    | 100                  | 70,68                              | 27,00 | 2,32 |
|             | 1400            | $\alpha$   | 100                  | 70,68                              | 27    | 2,32 |
|             | 1250            | $\alpha$   | 100                  | 70,68                              | 27,00 | 2,32 |
|             | 1150            | $\alpha$   | 100                  | 70,68                              | 27,00 | 2,32 |
|             | 1050            | $\alpha_2$ | 86,33                | 71,83                              | 25,94 | 2,23 |
|             |                 | $\gamma$   | 13,67                | 63,01                              | 34,05 | 2,94 |
|             | 1000            | $\alpha_2$ | 82,85                | 72,20                              | 25,60 | 2,20 |
|             |                 | $\gamma$   | 17,15                | 62,87                              | 34,17 | 2,96 |
|             | 850             | $\alpha_2$ | 74,14                | 73,37                              | 24,55 | 2,08 |
|             |                 | $\gamma$   | 27,07                | 62,48                              | 34,46 | 3,06 |
|             | 600             | $\alpha_2$ | 63,61                | 75,40                              | 22,83 | 1,77 |
|             |                 | $\gamma$   | 36,39                | 61,82                              | 34,82 | 3,37 |

Продолжение таблицы 7

| 1 | 2    | 3          | 4     | 5     | 6     | 7     |
|---|------|------------|-------|-------|-------|-------|
| 5 | 1450 | $\beta$    | 100   | 63,04 | 25,84 | 11,12 |
|   | 1400 | $\beta$    | 97,38 | 63,04 | 25,78 | 11,18 |
|   |      | $\alpha$   | 2,62  | 63,20 | 27,85 | 8,95  |
|   | 1250 | $\alpha$   | 100   | 63,04 | 25,84 | 11,12 |
|   | 1150 | $\alpha$   | 100   | 63,04 | 25,84 | 11,12 |
|   | 1050 | $\alpha_2$ | 73,28 | 65,90 | 23,84 | 10,26 |
|   |      | $\gamma$   | 26,72 | 54,89 | 31,53 | 13,58 |
|   | 1000 | $\alpha_2$ | 70,95 | 66,31 | 23,55 | 10,14 |
|   |      | $\gamma$   | 29,05 | 54,73 | 31,65 | 13,62 |
|   | 850  | $\alpha_2$ | 64,74 | 67,63 | 22,67 | 9,90  |
|   |      | $\gamma$   | 35,26 | 54,23 | 31,92 | 13,85 |
|   | 600  | $\alpha_2$ | 56,65 | 70,16 | 21,22 | 8,62  |
|   |      | $\gamma$   | 43,35 | 53,27 | 32,18 | 14,55 |

Таблица 8 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Nb при содержании 45Al (ат. %)

| Nb, (ат. %) | Температура, °C | Фаза       | Q <sub>M</sub> , %<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |      |
|-------------|-----------------|------------|---------------------------------|------------------------------------|-------|------|
|             |                 |            |                                 | Ti                                 | Al    | Nb   |
| 1           | 2               | 3          | 4                               | 5                                  | 6     | 7    |
| 1           | 1450            | $\alpha$   | 100                             | 66,42                              | 31,19 | 2,39 |
|             | 1400            | $\alpha$   | 100                             | 66,42                              | 31,19 | 2,39 |
|             | 1250            | $\alpha$   | 80,98                           | 67,44                              | 30,20 | 2,36 |
|             |                 | $\gamma$   | 19,02                           | 61,94                              | 35,55 | 2,51 |
|             | 1150            | $\alpha$   | 50,59                           | 69,55                              | 28,18 | 2,27 |
|             |                 | $\gamma$   | 49,41                           | 63,09                              | 34,40 | 2,51 |
|             | 1050            | $\alpha$   | 35,01                           | 72,01                              | 26    | 2,49 |
|             |                 | $\gamma$   | 64,99                           | 63,26                              | 34,13 | 2,61 |
|             | 1000            | $\alpha_2$ | 34,37                           | 72,39                              | 25,66 | 1,95 |
|             |                 | $\gamma$   | 65,63                           | 63,13                              | 34,24 | 2,63 |
|             | 850             | $\alpha_2$ | 32,47                           | 73,56                              | 24,62 | 1,82 |
|             |                 | $\gamma$   | 67,53                           | 62,77                              | 34,55 | 2,68 |
|             | 600             | $\alpha_2$ | 29,67                           | 75,63                              | 22,90 | 1,47 |
|             |                 | $\gamma$   | 70,33                           | 62,25                              | 34,95 | 2,80 |

Продолжение таблицы 8

| 1 | 2    | 3          | 4     | 5     | 6     | 7     |
|---|------|------------|-------|-------|-------|-------|
| 5 | 1450 | $\beta$    | 1,63  | 58,62 | 27,64 | 13,74 |
|   |      | $\alpha$   | 98,37 | 58,78 | 29,85 | 13,27 |
|   | 1250 | $\alpha$   | 70,97 | 60,50 | 28,40 | 11,1  |
|   |      | $\gamma$   | 29,03 | 54,46 | 33,36 | 12,18 |
|   | 1150 | $\alpha$   | 42,07 | 62,89 | 26,54 | 10,57 |
|   |      | $\gamma$   | 57,93 | 55,70 | 32,27 | 12,03 |
|   | 1050 | $\alpha_2$ | 25,66 | 66,68 | 24,11 | 9,21  |
|   |      | $\gamma$   | 74,34 | 55,95 | 31,86 | 12,19 |
|   | 1000 | $\alpha_2$ | 25,72 | 67,09 | 23,82 | 9,09  |
|   |      | $\gamma$   | 74,28 | 55,78 | 31,98 | 12,24 |
|   | 850  | $\alpha_2$ | 25,38 | 68,44 | 22,93 | 8,63  |
|   |      | $\gamma$   | 74,62 | 55,34 | 32,27 | 12,39 |
|   | 600  | $\alpha_2$ | 24,22 | 71,11 | 21,50 | 7,39  |
|   |      | $\gamma$   | 75,78 | 54,63 | 32,61 | 12,76 |

Тройной сплав с содержанием алюминия и молибдена 40 и 1 (ат. %) соответственно при температуре 1450 °С является  $\beta$  однофазным (таблица 9). При снижении температуры до 1400 °С в сплаве появляется  $\alpha$ -фаза с содержанием почти 20 (масс. %). При дальнейшем понижении температуры до 1150 °С сплав содержит единственную  $\alpha$  фазу. При температуре 1050 °С сплав становится трехфазным и содержит  $\beta$ ,  $\alpha_2$  и  $\gamma$  фазу. Стоит отметить, что содержания  $\beta$  фазы в сплаве составляет чуть более 5 (масс. %), при этом молибден преимущественно располагается в данной фазе, содержание которого составляет 15 (масс. %). С понижением температуры до 850 °С в сплаве возникает  $\sigma$ -фаза, содержание молибдена в которой равно 22,3 (масс. %). Сплав с содержанием молибдена 2 (ат. %) при температурах 1450 и 1400 °С однофазный. Далее до температуры 1150 °С в сплаве присутствует две фазы  $\beta$  и  $\alpha$ . При температуре 850 °С также, как и в сплаве с 1 (ат. %) молибдена появляется  $\sigma$  фаза, содержание которой в более чем 3 раза выше. Концентрация молибдена в ней составляет 21,3 (масс. %).

В сплаве с содержанием алюминия и молибдена 45 и 1 (ат. %) соответственно уже при температуре 1450 °С присутствует две фазы ( $\alpha + \beta$ ) (таблица 10). Далее при

понижении до 1250 °С в сплаве вместо  $\beta$  фазы появляется  $\gamma$  фаза. При дальнейшем снижении температуры до 1150 °С количество  $\alpha$  и  $\gamma$  становится практически равным (53,7 и 46,3 (масс. %) соответственно). Расчетные данные свидетельствуют о наличии незначительного количества  $\beta$  фазы. Соотношение фаз  $\gamma$  и  $\alpha_2$  при температурах 1050 и 1000 °С равно 2:1. При температуре 850 °С вместо  $\beta_2$  появляется  $\sigma$  фаза, содержание молибдена в которой составляет чуть менее 41 (масс. %).

Сплав с 2 (ат. %) молибдена при температурах 1400 и 1450 °С является двухфазным (таблица 10). В данном сплаве, при снижении температуры отсутствует  $\alpha_2$  фаза, а также ( $\alpha + \gamma$ ) двойная фазовая область, по сравнению со сплавом с меньшим содержанием молибдена. Вместо нее сплав становится трехфазным  $\beta + \alpha + \gamma$ , при этом количество  $\beta$  фазы при температуре 1000 °С составляет почти 13 (масс. %) (см. таблица 10). При температуре 850 °С, также, как и в сплаве с 1 (ат. %) молибдена, вместо  $\beta$  фазы, появляется  $\sigma$  фаза, но при этом ее количество почти в 3 раза выше, чем в менее легированном.

Таблица 9 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Mo при 40Al (ат. %)

| Mo, (ат.%) | Температура, °С | Фаза       | Q <sub>M</sub> ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |       |
|------------|-----------------|------------|-------------------------------|------------------------------------|-------|-------|
|            |                 |            |                               | Ti                                 | Al    | Nb    |
| 1          | 2               | 3          | 4                             | 5                                  | 6     | 7     |
| 1          | 1450            | $\beta$    | 100                           | 70,62                              | 26,98 | 2,40  |
|            | 1400            | $\beta$    | 80,28                         | 70,62                              | 26,63 | 2,72  |
|            |                 | $\alpha$   | 19,72                         | 70,49                              | 28,44 | 1,06  |
|            | 1250            | $\alpha$   | 100                           | 70,62                              | 26,98 | 2,40  |
|            | 1200            | $\alpha$   | 100                           | 70,62                              | 26,98 | 2,40  |
|            | 1150            | $\alpha$   | 100                           | 70,62                              | 26,98 | 2,40  |
|            | 1050            | $\beta$    | 5,67                          | 60,39                              | 23,70 | 15,91 |
|            |                 | $\alpha_2$ | 72,66                         | 62,98                              | 26,03 | 10,91 |
|            |                 | $\gamma$   | 14,32                         | 63,28                              | 34,03 | 2,69  |
|            | 1000            | $\beta$    | 3,85                          | 58,14                              | 23,06 | 18,80 |
|            |                 | $\alpha_2$ | 72,94                         | 72,94                              | 25,65 | 1,41  |
|            |                 | $\gamma$   | 17,72                         | 62,98                              | 34,12 | 2,90  |

Продолжение таблицы 9

| 1 | 2    | 3          | 4     | 5     | 6     | 7     |
|---|------|------------|-------|-------|-------|-------|
| 2 | 850  | $\sigma$   | 2,07  | 40,83 | 37,87 | 22,3  |
|   |      | $\alpha_2$ | 73,12 | 74,17 | 24,73 | 1,10  |
|   |      | $\gamma$   | 24,81 | 63,13 | 34,65 | 2,22  |
|   | 1450 | $\beta$    | 100   | 68,60 | 26,66 | 4,74  |
|   | 1400 | $\beta$    | 100   | 68,60 | 26,66 | 4,74  |
|   | 1250 | $\beta_2$  | 18,47 | 65,27 | 24,45 | 10,28 |
|   |      | $\alpha$   | 81,53 | 69,39 | 27,19 | 3,42  |
|   | 1200 | $\beta_2$  | 10,65 | 63,67 | 24,16 | 12,17 |
|   |      | $\alpha$   | 81,53 | 69,22 | 26,98 | 3,80  |
|   | 1150 | $\beta_2$  | 7,14  | 62,31 | 24,03 | 13,66 |
|   |      | $\alpha$   | 92,86 | 69,11 | 26,88 | 4,01  |
|   | 1050 | $\beta_2$  | 20,65 | 60,39 | 23,70 | 15,91 |
|   |      | $\alpha_2$ | 64,17 | 72,66 | 26,03 | 1,31  |
|   |      | $\gamma$   | 15,18 | 63,28 | 34,03 | 2,69  |
|   | 1000 | $\beta_2$  | 16,22 | 58,14 | 23,06 | 18,80 |
|   |      | $\alpha_2$ | 65,49 | 72,94 | 25,65 | 1,41  |
|   |      | $\gamma$   | 18,29 | 62,98 | 34,12 | 2,90  |
|   | 850  | $\sigma$   | 6,91  | 40,83 | 37,87 | 21,30 |
|   |      | $\alpha_2$ | 69,24 | 74,17 | 24,73 | 1,11  |
|   |      | $\gamma$   | 23,85 | 63,13 | 34,65 | 2,22  |

Таблица 10 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Mo при 45Al (ат. %)

| Mo, (ат. %) | Температура, °C | Фаза       | Q <sub>M</sub> ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |       |
|-------------|-----------------|------------|-------------------------------|------------------------------------|-------|-------|
|             |                 |            |                               | Ti                                 | Al    | Nb    |
| 1           | 2               | 3          | 4                             | 5                                  | 6     | 7     |
| 1           | 1450            | $\beta$    | 26,64                         | 66,15                              | 29,63 | 4,22  |
|             |                 | $\alpha$   | 73,36                         | 66,45                              | 31,74 | 1,81  |
|             | 1400            | $\alpha$   | 100                           | 66,37                              | 31,17 | 2,46  |
|             | 1250            | $\alpha$   | 82,91                         | 67,23                              | 30,24 | 2,53  |
|             |                 | $\gamma$   | 17,09                         | 62,03                              | 35,84 | 2,13  |
|             | 1200            | $\alpha$   | 66,23                         | 68,18                              | 29,17 | 2,65  |
|             |                 | $\gamma$   | 33,76                         | 62,67                              | 35,24 | 2,09  |
|             | 1150            | $\alpha$   | 53,70                         | 68,99                              | 28,21 | 2,80  |
|             |                 | $\gamma$   | 46,30                         | 63,19                              | 34,76 | 2,05  |
|             | 1050            | $\beta_2$  | 1,60                          | 60,39                              | 23,70 | 15,91 |
|             |                 | $\alpha_2$ | 32,53                         | 72,66                              | 26,03 | 1,31  |
|             |                 | $\gamma$   | 65,87                         | 63,28                              | 34,03 | 2,69  |

Продолжение таблицы 10

|   |      |            |       |       |       |       |
|---|------|------------|-------|-------|-------|-------|
|   | 1000 | $\beta_2$  | 0,42  | 58,14 | 23,06 | 18,80 |
|   |      | $\alpha_2$ | 33,20 | 72,94 | 25,65 | 1,41  |
|   |      | $\gamma$   | 66,38 | 62,98 | 34,12 | 2,90  |
|   | 850  | $\sigma$   | 1,23  | 37,87 | 21,30 | 40,83 |
|   |      | $\alpha_2$ | 31,83 | 74,17 | 24,73 | 1,10  |
|   |      | $\gamma$   | 66,94 | 63,13 | 34,65 | 2,22  |
| 2 | 1450 | $\beta$    | 78,03 | 64,18 | 30,29 | 5,53  |
|   |      | $\alpha$   | 21,97 | 64,96 | 32,62 | 2,41  |
|   | 1400 | $\beta$    | 36,32 | 63,24 | 29,09 | 7,67  |
|   |      | $\alpha$   | 63,68 | 65,00 | 31,79 | 3,21  |
|   | 1250 | $\beta_2$  | 3,99  | 60,12 | 26,60 | 13,28 |
|   |      | $\alpha$   | 76,50 | 65,56 | 29,85 | 4,59  |
|   |      | $\gamma$   | 19,51 | 60,35 | 35,54 | 4,11  |
|   | 1200 | $\beta_2$  | 6,78  | 60,42 | 25,73 | 13,85 |
|   |      | $\alpha$   | 57,24 | 66,69 | 28,87 | 4,44  |
|   |      | $\gamma$   | 35,98 | 61,28 | 35,03 | 3,69  |
|   | 1150 | $\beta_2$  | 9,59  | 60,63 | 24,98 | 14,39 |
|   |      | $\alpha$   | 41,88 | 67,74 | 27,98 | 4,28  |
|   |      | $\gamma$   | 48,53 | 62,10 | 34,61 | 3,29  |
|   | 1050 | $\beta_2$  | 16,58 | 60,39 | 23,70 | 15,91 |
|   |      | $\alpha$   | 16,69 | 72,66 | 26,03 | 13,13 |
|   |      | $\gamma$   | 66,73 | 63,28 | 34,03 | 2,69  |
|   | 1000 | $\beta_2$  | 12,79 | 58,14 | 23,06 | 18,80 |
|   |      | $\alpha$   | 20,27 | 72,94 | 25,65 | 1,41  |
|   |      | $\gamma$   | 66,94 | 62,98 | 34,12 | 2,90  |
|   | 850  | $\sigma$   | 6,07  | 40,83 | 37,87 | 21,30 |
|   |      | $\alpha$   | 27,94 | 74,17 | 24,73 | 1,11  |
|   |      | $\gamma$   | 65,99 | 63,13 | 34,65 | 2,22  |

Тройной сплав Ti-Al-Cr с содержанием 40Al и 1Cr (ат. %) при температуре 1450 °С содержит  $\beta$  фазу (см. таблица 11). При 1400 °С в сплаве уже присутствует почти 70 (масс. %)  $\alpha$  фазы. С температуры 1250 °С становится однофазным, вплоть до 1150 °С. Начиная с температуры 1050 °С, сплав становится двухфазным, состоящем из фаз  $\alpha_2$  и  $\gamma$ , концентрация хрома в которых с понижением температуры до 850 °С практически не меняется. В сплаве с содержанием 2Cr (ат. %) при температуре 1400 °С присутствует значительно меньшее содержание  $\alpha$  фазы (23,77 масс. %). Далее при снижении температуры с 1250 до 1150 °С, сплав

однофазный, а начиная с температуры 1050 и до 850 °С сплав состоит из двух интерметаллидных фаз  $\alpha_2$  и  $\gamma$ .

В сплаве Ti-45Al (ат. %) с хромом (см. таблица 12) отсутствует  $\beta$  фаза при температурах 1450 и 1400 °С. Количественные параметры фазового состава в данных сплавах при остальных рассчитанных температурах до 1000 °С не содержат качественных изменений. Однако при температуре 850 °С в сплаве с 2Cr (ат. %) появляется незначительное количество фазы Лавеса 0,1 (масс. %), в которой содержится до 18 (масс. %) хрома.

Таблица 11 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Cr при 40Al (ат. %)

| Cr, (ат. %) | Температура, °С | Фаза       | $Q_M$ ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |      |
|-------------|-----------------|------------|----------------------|------------------------------------|-------|------|
|             |                 |            |                      | Ti                                 | Al    | Cr   |
| 1           | 1450            | $\beta$    | 100                  | 71,41                              | 27,28 | 1,31 |
|             | 1400            | $\beta$    | 30,93                | 72,06                              | 26,22 | 1,72 |
|             |                 | $\alpha$   | 69,07                | 71,11                              | 27,76 | 1,13 |
|             | 1250            | $\alpha$   | 100                  | 71,41                              | 27,28 | 1,31 |
|             | 1200            | $\alpha$   | 100                  | 71,41                              | 27,28 | 1,31 |
|             | 1150            | $\alpha$   | 100                  | 71,41                              | 27,28 | 1,31 |
|             | 1050            | $\alpha_2$ | 89,51                | 72,19                              | 26,45 | 1,36 |
|             |                 | $\gamma$   | 10,49                | 64,33                              | 34,71 | 0,96 |
|             | 1000            | $\alpha_2$ | 85,62                | 72,55                              | 26,08 | 1,37 |
|             |                 | $\gamma$   | 14,38                | 64,24                              | 34,81 | 0,95 |
| 2           | 850             | $\alpha_2$ | 74,97                | 73,60                              | 24,97 | 1,43 |
|             |                 | $\gamma$   | 24,03                | 63,99                              | 35,06 | 0,95 |
|             | 1450            | $\beta$    | 100                  | 70,12                              | 27,25 | 2,63 |
|             | 1400            | $\beta$    | 76,23                | 70,29                              | 26,86 | 2,85 |
|             |                 | $\alpha$   | 23,77                | 69,58                              | 28,52 | 1,90 |
|             | 1250            | $\alpha$   | 100                  | 70,12                              | 27,25 | 2,63 |
|             | 1200            | $\alpha$   | 100                  | 70,12                              | 27,25 | 2,63 |
|             | 1150            | $\alpha$   | 100                  | 70,12                              | 27,25 | 2,63 |
|             | 1050            | $\alpha_2$ | 88,94                | 70,92                              | 26,38 | 2,70 |
|             |                 | $\gamma$   | 11,06                | 63,39                              | 34,66 | 1,95 |
|             | 1000            | $\alpha_2$ | 84,97                | 71,26                              | 26,00 | 2,74 |
|             |                 | $\gamma$   | 15,03                | 63,32                              | 34,74 | 1,94 |
|             | 850             | $\alpha_2$ | 75,16                | 72,28                              | 24,87 | 2,85 |
|             |                 | $\gamma$   | 24,84                | 63,15                              | 34,94 | 1,91 |

Таблица 12 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Cr при 45Al (ат. %)

| Cr, (ат. %) | Температура, °C | Фаза       | Q <sub>M</sub> ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |       |
|-------------|-----------------|------------|-------------------------------|------------------------------------|-------|-------|
|             |                 |            |                               | Ti                                 | Al    | Cr    |
| 1           | 1450            | $\alpha$   | 100                           | 67,13                              | 31,52 | 1,35  |
|             | 1400            | $\alpha$   | 100                           | 67,13                              | 31,52 | 1,35  |
|             | 1250            | $\alpha$   | 86,28                         | 67,79                              | 30,79 | 1,42  |
|             |                 | $\gamma$   | 13,72                         | 62,84                              | 36,28 | 0,88  |
|             | 1200            | $\alpha$   | 68,42                         | 68,77                              | 29,69 | 1,54  |
|             |                 | $\gamma$   | 31,58                         | 63,44                              | 35,64 | 0,92  |
|             | 1150            | $\alpha$   | 55,07                         | 69,63                              | 28,71 | 1,66  |
|             |                 | $\gamma$   | 44,93                         | 63,93                              | 35,11 | 0,96  |
|             | 1050            | $\alpha_2$ | 37,23                         | 71,92                              | 26,44 | 1,64  |
|             |                 | $\gamma$   | 62,77                         | 64,13                              | 34,70 | 1,17  |
|             | 1000            | $\alpha_2$ | 36,20                         | 72,27                              | 26,07 | 1,66  |
|             |                 | $\gamma$   | 63,80                         | 64,04                              | 34,80 | 1,16  |
| 2           | 850             | $\alpha_2$ | 33,40                         | 73,32                              | 24,95 | 1,73  |
|             |                 | $\gamma$   | 66,60                         | 63,81                              | 35,04 | 1,15  |
|             | 1450            | $\alpha$   | 100                           | 65,81                              | 31,49 | 2,70  |
|             | 1400            | $\alpha$   | 100                           | 65,81                              | 31,49 | 2,70  |
|             | 1250            | $\alpha$   | 89,11                         | 66,29                              | 30,90 | 2,81  |
|             |                 | $\gamma$   | 10,89                         | 61,80                              | 36,45 | 1,75  |
|             | 1200            | $\alpha$   | 70,99                         | 67,16                              | 29,79 | 3,05  |
|             |                 | $\gamma$   | 29,01                         | 62,38                              | 35,80 | 1,82  |
|             | 1150            | $\alpha$   | 57,38                         | 67,92                              | 28,80 | 3,28  |
|             |                 | $\gamma$   | 42,62                         | 62,85                              | 35,27 | 1,88  |
|             | 1050            | $\alpha_2$ | 36,74                         | 70,40                              | 26,35 | 3,25  |
|             |                 | $\gamma$   | 63,26                         | 63,00                              | 34,64 | 2,36  |
|             | 1000            | $\alpha_2$ | 35,56                         | 70,74                              | 25,96 | 3,30  |
|             |                 | $\gamma$   | 64,44                         | 62,94                              | 34,71 | 2,35  |
|             | 850             | $\lambda$  | 0,10                          | 44,58                              | 36,99 | 18,43 |
|             |                 | $\alpha_2$ | 31,10                         | 72,28                              | 24,87 | 2,85  |
|             |                 | $\gamma$   | 67,90                         | 63,14                              | 34,94 | 1,92  |

Сплав Ti-40Al-1V (ат. %) при температуре 1450 °C является однофазным  $\beta$  (таблица 13). Начиная с температуры 1400 и вплоть до 1150 °C в сплаве присутствует только  $\alpha$  фаза. При последующем снижении температуры до 850 °C сплав является двухфазным  $\alpha_2 + \gamma$ . При содержании в сплаве 4 (ат. %) ванадия при 1400 °C также присутствует  $\beta$  фаза, но уже при температуре 1400 °C сплав

становится двухфазным  $\alpha + \beta$ . При температурах в интервале от 1250 до 1050 °С данный сплав, как и сплав с содержанием 1 (ат. %) является однофазным. Расчет при более низких температурах так же показывает наличие двух фаз  $\alpha_2 + \gamma$  (см. таблица 13).

Сплав с содержанием алюминия 45Al и 1V (ат. %) является однофазным ( $\alpha$ ) при температуре от 1450 до 1400 °С, но уже при температуре 1250 °С появляется вторая фаза  $\gamma$  (таблица 14). Далее при снижении температуры до 1050 °С вместо  $\alpha$  в сплаве образуется фаза  $\alpha_2$ , содержание которой лишь незначительно меняется, вплоть до 850 °С. Отличием сплава с содержанием ванадия 4 (ат. %) от менее легированного является то, что сплав при температуре 1450 °С в нем присутствует две фазы  $\alpha + \beta$ , а фаза  $\alpha_2$  появляется лишь при температуре 1000 °С. Иных качественных отличий в сплавах с содержанием алюминия 45 (ат. %), в сравнении со сплавами с меньшим содержанием алюминия, нет (см. таблица 14).

Таблица 13 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–V при 40Al (ат. %)

| V, (ат. %) | Температура, °С | Фаза       | Q <sub>M</sub> ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |      |
|------------|-----------------|------------|-------------------------------|------------------------------------|-------|------|
|            |                 |            |                               | Ti                                 | Al    | V    |
| 1          | 2               | 3          | 4                             | 5                                  | 6     | 7    |
| 1          | 1450            | $\beta$    | 100                           | 71,42                              | 27,29 | 1,29 |
|            | 1400            | $\alpha$   | 100                           | 71,42                              | 27,29 | 1,29 |
|            | 1250            | $\alpha$   | 100                           | 71,42                              | 27,29 | 1,29 |
|            | 1200            | $\alpha$   | 100                           | 71,42                              | 27,29 | 1,29 |
|            | 1150            | $\alpha$   | 100                           | 71,42                              | 27,29 | 1,29 |
|            | 1050            | $\alpha_2$ | 88,45                         | 72,33                              | 26,35 | 1,32 |
|            |                 | $\gamma$   | 11,55                         | 64,14                              | 34,85 | 1,01 |
|            | 1000            | $\alpha_2$ | 85,52                         | 72,68                              | 25,99 | 1,01 |
|            |                 | $\gamma$   | 14,48                         | 64,00                              | 34,99 | 1,01 |
|            | 850             | $\alpha_2$ | 75,55                         | 73,79                              | 24,87 | 1,34 |
|            |                 | $\gamma$   | 24,45                         | 63,63                              | 35,27 | 1,10 |
| 4          | 1450            | $\beta$    | 100                           | 67,64                              | 27,22 | 5,14 |
|            | 1400            | $\beta$    | 88,76                         | 67,68                              | 27,03 | 5,29 |
|            |                 | $\alpha$   | 11,24                         | 67,32                              | 28,75 | 3,93 |

Продолжение таблицы 13

| 1 | 2    | 3          | 4     | 5     | 6     | 7    |
|---|------|------------|-------|-------|-------|------|
|   | 1250 | $\alpha$   | 100   | 67,63 | 27,23 | 5,14 |
|   | 1200 | $\alpha$   | 100   | 67,63 | 27,23 | 5,14 |
|   | 1150 | $\alpha$   | 100   | 67,63 | 27,23 | 5,14 |
|   | 1050 | $\alpha$   | 100   | 67,63 | 27,23 | 5,14 |
|   | 1000 | $\alpha_2$ | 79,96 | 69,38 | 25,36 | 5,26 |
|   |      | $\gamma$   | 20,04 | 60,25 | 35,15 | 4,60 |
|   | 850  | $\alpha_2$ | 71,88 | 70,53 | 24,22 | 5,25 |
|   |      | $\gamma$   | 28,72 | 59,68 | 35,48 | 4,84 |

Таблица 14 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–V при 45Al (ат. %)

| V, (ат. %) | Температура, °C | Фаза       | Q <sub>M</sub> ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |      |
|------------|-----------------|------------|-------------------------------|------------------------------------|-------|------|
|            |                 |            |                               | Ti                                 | Al    | V    |
| 1          | 2               | 3          | 4                             | 5                                  | 6     | 7    |
| 1          | 1450            | $\alpha$   | 100                           | 67,15                              | 31,53 | 1,32 |
|            | 1400            | $\alpha$   | 100                           | 67,15                              | 31,53 | 1,32 |
|            | 1250            | $\alpha$   | 87,48                         | 67,76                              | 30,85 | 1,39 |
|            |                 | $\gamma$   | 12,52                         | 62,70                              | 36,43 | 0,87 |
|            | 1200            | $\alpha$   | 70,00                         | 68,73                              | 29,77 | 1,50 |
|            |                 | $\gamma$   | 30,00                         | 63,30                              | 35,80 | 0,90 |
|            | 1150            | $\alpha$   | 56,96                         | 69,58                              | 28,80 | 1,62 |
|            |                 | $\gamma$   | 43,04                         | 63,79                              | 35,29 | 0,92 |
|            | 1050            | $\alpha_2$ | 37,76                         | 72,14                              | 26,32 | 1,54 |
|            |                 | $\gamma$   | 62,24                         | 63,95                              | 34,87 | 1,18 |
|            | 1000            | $\alpha_2$ | 37,03                         | 72,50                              | 25,95 | 1,55 |
|            |                 | $\gamma$   | 62,97                         | 63,82                              | 35,00 | 1,18 |
| 4          | 1450            | $\beta$    | 8,95                          | 63,31                              | 29,81 | 6,88 |
|            |                 | $\alpha$   | 91,05                         | 63,26                              | 31,62 | 5,12 |
|            | 1400            | $\alpha$   | 100                           | 63,26                              | 31,46 | 5,28 |
|            | 1250            | $\alpha$   | 94,44                         | 63,53                              | 31,14 | 5,33 |
|            |                 | $\gamma$   | 5,56                          | 58,63                              | 39,13 | 4,24 |

Продолжение таблицы 14

|  |      |            |       |       |       |      |
|--|------|------------|-------|-------|-------|------|
|  | 1200 | $\alpha$   | 78,03 | 64,37 | 30,07 | 5,56 |
|  |      | $\gamma$   | 21,97 | 59,18 | 36,57 | 4,25 |
|  | 1150 | $\alpha$   | 64,65 | 65,14 | 29,09 | 5,77 |
|  |      | $\gamma$   | 35,35 | 59,68 | 35,99 | 4,33 |
|  | 1050 | $\alpha$   | 46,68 | 66,38 | 27,39 | 6,23 |
|  |      | $\gamma$   | 53,32 | 60,40 | 35,19 | 4,41 |
|  | 1000 | $\alpha_2$ | 36,43 | 68,98 | 25,29 | 5,73 |
|  |      | $\gamma$   | 63,57 | 59,78 | 35,22 | 5,00 |
|  | 850  | $\alpha_2$ | 34,21 | 70,27 | 24,17 | 5,56 |
|  |      | $\gamma$   | 65,79 | 59,35 | 35,53 | 5,12 |

Сплав с содержанием 40Al и 1Zr (ат. %) при 1450 °C является однофазным ( $\beta$ ) (см. таблица 15). Далее при снижении температуры до 1150 °C сплав также продолжает быть однофазным, но уже  $\alpha$ . При 1050 °C и ниже, сплав становится двухфазным ( $\alpha_2 + \gamma$ ). В сплаве с 4 (ат. %) циркония при 1400 °C присутствуют две фазы ( $\alpha + \beta$ ), содержание последней при этом составляет 76,75 (масс. %). При понижении температуры данный сплав также  $\alpha$  однофазный до 1150 °C, а далее становится двухфазным  $\alpha_2 + \gamma$ .

В сплавах с 45Al (ат. %) при содержании 1 и 4 (ат. %) циркония при всех рассчитанных температурах отсутствует  $\beta$  фаза (таблица 16). При 1450 и 1400 °C эти сплавы однофазные ( $\alpha$ ). Начиная с 1250 °C сплавы становятся двухфазными ( $\alpha + \gamma$ ). Аналогично сплавам с ванадием (таблица 14), в сплавах Ti-45Al-1Zr и 4Zr (ат. %)  $\alpha_2$ -фаза появляется при 1050 и 1000 °C соответственно. Стоит заметить, что цирконий, в отличие от ванадия (таблицы 15, 16), менее равномерно распределен между фазами в сплаве. В  $\gamma$  фазе его содержание почти в 1,5 раза выше (таблицы 17, 18), чем в  $\alpha_2$ -фазе.

Таблица 15 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Zr при 40Al (ат. %)

| Zr, (ат. %) | Температура, °C | Фаза | $Q_M$ ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |    |    |
|-------------|-----------------|------|----------------------|------------------------------------|----|----|
|             |                 |      |                      | Ti                                 | Al | Zr |
| 1           | 2               | 3    | 4                    | 5                                  | 6  | 7  |

Продолжение таблицы 15

| 1 | 2    | 3          | 4     | 5     | 6     | 7     |
|---|------|------------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | 1450 | $\beta$    | 100   | 70,70 | 27,02 | 2,28  |
|   | 1400 | $\alpha$   | 100   | 70,70 | 27,02 | 2,28  |
|   | 1250 | $\alpha$   | 100   | 70,70 | 27,02 | 2,28  |
|   | 1200 | $\alpha$   | 100   | 70,71 | 27,01 | 2,28  |
|   | 1150 | $\alpha$   | 100   | 70,71 | 27,01 | 2,28  |
|   | 1050 | $\alpha_2$ | 87,11 | 71,83 | 26,03 | 2,14  |
|   |      | $\gamma$   | 12,89 | 62,71 | 34,00 | 3,29  |
|   | 1000 | $\alpha_2$ | 83,76 | 72,20 | 25,70 | 2,10  |
|   |      | $\gamma$   | 16,24 | 62,59 | 34,14 | 3,27  |
|   | 850  | $\alpha_2$ | 75,29 | 73,31 | 24,69 | 2,00  |
|   |      | $\gamma$   | 24,71 | 62,28 | 34,52 | 3,20  |
| 4 | 1450 | $\beta$    | 100   | 64,99 | 26,16 | 8,85  |
|   | 1400 | $\beta$    | 76,75 | 65,02 | 25,82 | 9,16  |
|   |      | $\alpha$   | 23,25 | 64,89 | 27,32 | 7,79  |
|   | 1250 | $\alpha$   | 100   | 64,99 | 26,16 | 8,85  |
|   | 1200 | $\alpha$   | 100   | 64,99 | 26,16 | 8,85  |
|   | 1150 | $\alpha$   | 100   | 64,99 | 26,16 | 8,85  |
|   | 1050 | $\alpha$   | 90,39 | 65,63 | 25,48 | 8,88  |
|   |      | $\gamma$   | 9,61  | 58,64 | 32,91 | 8,45  |
|   | 1000 | $\alpha_2$ | 77,25 | 67,56 | 24,43 | 8,01  |
|   |      | $\gamma$   | 22,75 | 55,95 | 32,27 | 11,78 |
|   | 850  | $\alpha_2$ | 71,27 | 68,66 | 23,61 | 7,73  |
|   |      | $\gamma$   | 28,73 | 55,49 | 32,79 | 11,72 |

Таблица 16 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Zr при 45Al (ат. %)

| Zr, (ат. %) | Температура, °C | Фаза     | Q <sub>M</sub> ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |      |
|-------------|-----------------|----------|-------------------------------|------------------------------------|-------|------|
|             |                 |          |                               | Ti                                 | Al    | Zr   |
| 1           | 2               | 3        | 4                             | 5                                  | 6     | 7    |
| 1           | 1450            | $\alpha$ | 100                           | 66,45                              | 31,21 | 2,34 |
|             | 1400            | $\alpha$ | 100                           | 66,45                              | 31,21 | 2,34 |
|             | 1250            | $\alpha$ | 80,69                         | 67,49                              | 30,18 | 2,33 |
|             |                 | $\gamma$ | 19,31                         | 61,97                              | 35,64 | 2,39 |
|             | 1200            | $\alpha$ | 64,89                         | 68,53                              | 29,13 | 2,34 |
|             |                 | $\gamma$ | 35,11                         | 62,61                              | 35,05 | 2,34 |
|             | 1150            | $\alpha$ | 51,61                         | 69,45                              | 28,18 | 2,37 |
|             |                 | $\gamma$ | 48,39                         | 63,12                              | 34,56 | 2,32 |

Продолжение таблицы 16

|   |      |            |       |       |       |       |
|---|------|------------|-------|-------|-------|-------|
|   | 1050 | $\alpha_2$ | 35,43 | 72,14 | 26,12 | 1,74  |
|   |      | $\gamma$   | 64,57 | 63,18 | 34,13 | 2,69  |
|   | 1000 | $\alpha_2$ | 34,92 | 72,50 | 25,78 | 1,72  |
|   |      | $\gamma$   | 65,08 | 63,04 | 34,27 | 2,69  |
|   | 1050 | $\alpha_2$ | 35,43 | 72,14 | 26,12 | 1,74  |
|   |      | $\gamma$   | 64,57 | 63,18 | 34,13 | 2,69  |
|   | 850  | $\alpha_2$ | 33,30 | 73,57 | 24,75 | 1,68  |
|   |      | $\gamma$   | 66,70 | 62,68 | 34,62 | 2,70  |
|   | 1450 | $\alpha$   | 100   | 60,73 | 30,20 | 9,07  |
|   | 1400 | $\alpha$   | 100   | 60,73 | 30,20 | 9,07  |
| 4 | 1250 | $\alpha$   | 73,88 | 62,20 | 28,78 | 9,02  |
|   |      | $\gamma$   | 26,12 | 56,44 | 34,34 | 9,22  |
|   | 1200 | $\alpha$   | 60,57 | 63,12 | 27,82 | 9,06  |
|   |      | $\gamma$   | 39,43 | 57,05 | 33,85 | 9,10  |
|   | 1150 | $\alpha$   | 48,89 | 63,92 | 26,94 | 9,14  |
|   |      | $\gamma$   | 51,11 | 57,54 | 33,45 | 9,01  |
|   | 1050 | $\alpha$   | 34,36 | 65,24 | 25,40 | 9,36  |
|   |      | $\gamma$   | 65,64 | 58,25 | 32,84 | 8,91  |
|   | 1000 | $\alpha_2$ | 29,91 | 68,53 | 24,69 | 6,78  |
|   |      | $\gamma$   | 70,09 | 57,27 | 32,64 | 10,09 |
|   | 850  | $\alpha_2$ | 30,27 | 69,54 | 23,81 | 6,65  |
|   |      | $\gamma$   | 69,73 | 56,72 | 33,10 | 10,18 |

Оба сплава Ti-40Al с содержанием марганца 1 и 2 (ат. %) при температуре 1450 °С являются  $\beta$  однофазными (таблица 17). При снижении температуры до 1400 °С видно, что в сплаве с 1Mn (ат. %) содержание  $\alpha$  фазы относится к  $\beta$  фазе, как 1:3, в то время как в сплаве 2 (ат. %) марганца, все совершенно противоположно. Далее при температурах 1250, 1200 и 1150 °С оба сплава являются однофазными ( $\alpha$ ). При последующем снижении температуры, в обоих сплавах присутствует две фазы ( $\alpha_2 + \gamma$ ).

Сплавы с содержанием алюминия 45 (ат. %) не имеют в своем составе  $\beta$  фазы (таблица 18). До 1250 °С оба сплава являются однофазными ( $\alpha$ ). При температурах 1250, 1200 и 1150 °С, в сплаве присутствует две фазы ( $\alpha + \gamma$ ). Также, как и в сплавах с меньшим содержанием алюминия (см. таблица 17) при температуре 1050 °С  $\alpha$

фазу заменяет  $\alpha_2$  фаза. Из расчетных данных также видно, что количество  $\gamma$  фазы в сплавах с 45Al (ат. %) значительно выше, чем в сплаве с 40Al (ат. %).

Таблица 17 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Mn при 40Al (ат. %)

| Mn, (ат. %) | Температура, °C | Фаза       | $Q_M$ ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |      |
|-------------|-----------------|------------|----------------------|------------------------------------|-------|------|
|             |                 |            |                      | Ti                                 | Al    | Mn   |
| 1           | 1450            | $\beta$    | 100                  | 71,35                              | 27,26 | 1,39 |
|             | 1400            | $\beta$    | 27,23                | 72,01                              | 26,14 | 1,85 |
|             |                 | $\alpha$   | 72,77                | 71,10                              | 27,68 | 1,22 |
|             | 1250            | $\alpha$   | 100                  | 71,35                              | 27,26 | 1,39 |
|             | 1200            | $\alpha$   | 100                  | 71,35                              | 27,26 | 1,39 |
|             | 1150            | $\alpha$   | 100                  | 71,35                              | 27,26 | 1,39 |
|             | 1050            | $\alpha_2$ | 85,90                | 72,45                              | 26,23 | 1,32 |
|             |                 | $\gamma$   | 14,10                | 64,33                              | 33,85 | 1,82 |
|             | 1000            | $\alpha_2$ | 81,99                | 72,84                              | 25,87 | 1,29 |
|             |                 | $\gamma$   | 18,01                | 64,21                              | 33,92 | 1,87 |
| 2           | 850             | $\alpha_2$ | 72,25                | 74,06                              | 24,79 | 1,15 |
|             |                 | $\gamma$   | 27,75                | 63,89                              | 34,08 | 2,03 |
|             | 1450            | $\beta$    | 100                  | 70,02                              | 26,21 | 2,77 |
|             | 1400            | $\beta$    | 72,11                | 70,19                              | 26,75 | 3,06 |
|             |                 | $\alpha$   | 27,89                | 69,56                              | 28,41 | 2,03 |
|             | 1250            | $\alpha$   | 100                  | 70,02                              | 27,21 | 2,77 |
|             | 1200            | $\alpha$   | 100                  | 70,02                              | 27,21 | 2,77 |
|             | 1150            | $\alpha$   | 100                  | 70,02                              | 27,21 | 2,77 |
|             | 1050            | $\alpha_2$ | 81,33                | 71,46                              | 25,94 | 2,60 |
|             |                 | $\gamma$   | 18,67                | 63,45                              | 33,01 | 3,54 |
|             | 1000            | $\alpha_2$ | 77,34                | 71,89                              | 25,58 | 2,53 |
|             |                 | $\gamma$   | 22,66                | 63,33                              | 33,04 | 3,63 |
|             | 850             | $\alpha_2$ | 67,39                | 73,22                              | 24,52 | 2,26 |
|             |                 | $\gamma$   | 32,61                | 63,03                              | 33,08 | 3,88 |

Таблица 18 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Mn при 45Al (ат. %)

| Mn, (ат. %) | Температура, °C | Фаза | $Q_M$ ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |    |    |
|-------------|-----------------|------|----------------------|------------------------------------|----|----|
|             |                 |      |                      | Ti                                 | Al | Mn |
| 1           | 2               | 3    | 4                    | 5                                  | 6  | 7  |

Продолжение таблицы 18

| 1 | 2    | 3          | 4     | 5     | 6     | 7    |
|---|------|------------|-------|-------|-------|------|
| 1 | 1450 | $\alpha$   | 100   | 67,07 | 31,50 | 1,43 |
|   | 1400 | $\alpha$   | 100   | 67,07 | 31,50 | 1,43 |
|   | 1250 | $\alpha$   | 80,27 | 68,04 | 30,50 | 1,46 |
|   |      | $\gamma$   | 19,73 | 63,03 | 35,69 | 1,28 |
|   | 1200 | $\alpha$   | 62,70 | 69,11 | 29,41 | 1,48 |
|   |      | $\gamma$   | 37,30 | 63,66 | 35,01 | 1,33 |
|   | 1150 | $\alpha$   | 48,16 | 70,08 | 28,43 | 1,49 |
|   |      | $\gamma$   | 51,84 | 64,18 | 34,46 | 1,36 |
|   | 1050 | $\alpha_2$ | 31,11 | 72,59 | 26,27 | 1,14 |
|   |      | $\gamma$   | 68,89 | 64,46 | 33,98 | 1,56 |
|   | 1000 | $\alpha_2$ | 30,40 | 73,00 | 25,91 | 1,09 |
|   |      | $\gamma$   | 69,60 | 64,35 | 34,07 | 1,58 |
| 2 | 850  | $\alpha_2$ | 28,34 | 74,23 | 24,84 | 0,93 |
|   |      | $\gamma$   | 71,66 | 64,08 | 34,29 | 1,63 |
|   | 1450 | $\alpha$   | 100   | 65,71 | 31,44 | 2,85 |
|   | 1400 | $\alpha$   | 100   | 65,71 | 31,44 | 2,85 |
|   | 1250 | $\alpha$   | 77,68 | 66,70 | 30,36 | 2,94 |
|   |      | $\gamma$   | 23,32 | 62,16 | 35,34 | 2,50 |
|   | 1200 | $\alpha$   | 59,15 | 67,74 | 29,25 | 3,01 |
|   |      | $\gamma$   | 40,85 | 62,78 | 34,62 | 2,60 |
|   | 1150 | $\alpha$   | 43,84 | 68,69 | 28,26 | 3,05 |
|   |      | $\gamma$   | 56,16 | 63,30 | 34,02 | 2,68 |
|   | 1050 | $\alpha_2$ | 24,20 | 71,75 | 26,02 | 2,23 |
|   |      | $\gamma$   | 75,80 | 63,70 | 33,25 | 3,05 |
|   | 1000 | $\alpha_2$ | 23,66 | 72,19 | 25,67 | 2,14 |
|   |      | $\gamma$   | 76,34 | 63,61 | 33,32 | 3,07 |
|   | 850  | $\alpha_2$ | 22,02 | 73,56 | 24,63 | 1,81 |
|   |      | $\gamma$   | 77,98 | 63,37 | 33,48 | 3,15 |

Сплав с 40Al и 1W (ат. %) при температуре 1450 °С однофазный ( $\beta$ ) (таблица 19). При температуре 1400 и 1250 °С в сплаве присутствует две фазы ( $\beta + \alpha$ ), при этом содержание  $\beta$  составляет всего 0,31 (масс. %). Однако в оставшейся  $\beta$  фазе находится 17,68 (масс. %) вольфрама. Далее при температурах 1200 и 1150 °С сплав является однофазным ( $\alpha$ ). При более низких температурах сплав становится трехфазным ( $\beta + \alpha_2 + \gamma$ ). Содержание  $\beta$  фазы при данных температурах составляет менее 1 (масс. %), в то время как значительную часть занимает  $\alpha_2$  фаза. В сплаве с

содержанием вольфрама 2 (ат. %) однофазная  $\beta$  присутствует не только при температуре 1450 °С, но и при 1400 °С. Существующая однофазная  $\alpha$  в сплаве с меньшим содержанием вольфрама, отсутствует в данном (таблица 19). Далее с понижением температуры сплав становится двухфазным ( $\alpha+\beta$ ) и при температуре 1150 °С содержание  $\beta$  фазы составляет 0,84 (масс. %). В данной фазе концентрация вольфрама составляет 98 (масс. %). При более низких температурах количественных изменений в сравнении со сплавом с меньшим содержанием вольфрама нет.

В сплавах Ti-45Al с содержанием вольфрама 1 и 2 (ат. %) при температурах 1450 и 1400 °С (таблица 20). Доля  $\alpha$  фазы составляет значительную часть и при 1400 °С в сплаве с 1 (ат. %) вольфрама составляет 91,45 (масс. %). В сплаве с большим содержанием вольфрама при той же температуре ее количество составляет чуть больше половины. В обоих сплавах при температуре 1250 °С появляется  $\gamma$  фаза. Однако в сплаве с меньшим содержанием вольфрама, данная фаза присутствует с  $\alpha$  фазой, в то время как при содержании 2 (ат. %) вольфрама, та же фаза существует сразу вместе с  $\beta$  и  $\alpha$  фазами. Стоит отметить значительное содержание  $\gamma$  фазы в данных сплавах (таблица 20), по сравнению с аналогичными сплавами с меньшим содержанием алюминия.

Таблица 19 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–W при 40Al (ат. %)

| W, (ат. %) | Температура, °С | Фаза     | Q <sub>м</sub> ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |       |
|------------|-----------------|----------|-------------------------------|------------------------------------|-------|-------|
|            |                 |          |                               | Ti                                 | Al    | W     |
| 1          | 2               | 3        | 4                             | 5                                  | 6     | 7     |
| 1          | 1450            | $\beta$  | 100                           | 69,10                              | 26,40 | 0,50  |
|            | 1400            | $\beta$  | 84,27                         | 68,94                              | 26,05 | 5,01  |
|            |                 | $\alpha$ | 15,73                         | 69,99                              | 28,35 | 1,66  |
|            | 1250            | $\alpha$ | 0,31                          | 60,74                              | 21,58 | 17,68 |
|            |                 | $\beta$  | 99,69                         | 69,13                              | 26,42 | 4,45  |
|            | 1200            | $\alpha$ | 100                           | 69,10                              | 26,40 | 4,50  |
|            | 1150            | $\alpha$ | 100                           | 69,10                              | 26,40 | 4,50  |

Продолжение таблицы 19

| 1 | 2    | 3          | 4     | 5     | 6     | 7     |
|---|------|------------|-------|-------|-------|-------|
|   | 1050 | $\beta$    | 0,41  | 98,35 | 1,50  | 0,15  |
|   |      | $\alpha_2$ | 86,78 | 71,23 | 25,87 | 2,90  |
|   |      | $\gamma$   | 12,81 | 63,72 | 34,01 | 2,27  |
|   | 1000 | $\beta$    | 0,53  | 98,48 | 1,40  | 0,12  |
|   |      | $\alpha_2$ | 82,69 | 71,99 | 25,64 | 2,37  |
|   |      | $\gamma$   | 16,78 | 63,90 | 34,25 | 1,85  |
|   | 850  | $\beta$    | 0,79  | 98,83 | 1,12  | 0,05  |
|   |      | $\alpha_2$ | 72,99 | 74,00 | 24,82 | 1,18  |
|   |      | $\gamma$   | 26,22 | 64,25 | 34,87 | 0,88  |
| 2 | 1450 | $\beta$    | 100   | 65,75 | 25,55 | 8,70  |
|   | 1400 | $\beta$    | 100   | 65,75 | 25,55 | 8,70  |
|   | 1250 | $\beta$    | 24,68 | 59,13 | 21,77 | 19,10 |
|   |      | $\alpha$   | 75,32 | 68,22 | 26,97 | 4,81  |
|   | 1200 | $\beta$    | 16,27 | 56,10 | 20,70 | 23,20 |
|   |      | $\alpha$   | 83,73 | 67,96 | 26,66 | 5,38  |
|   | 1150 | $\beta$    | 0,84  | 1,75  | 0,22  | 98,03 |
|   |      | $\alpha$   | 99,16 | 68,01 | 26,45 | 5,54  |
|   | 1050 | $\beta$    | 1,49  | 1,50  | 0,15  | 98,35 |
|   |      | $\alpha_2$ | 81,35 | 71,23 | 25,87 | 2,90  |
|   |      | $\gamma$   | 17,16 | 63,71 | 34,01 | 2,28  |
|   | 1000 | $\beta$    | 1,61  | 1,40  | 0,12  | 98,48 |
|   |      | $\alpha_2$ | 77,58 | 71,99 | 25,63 | 2,38  |
|   |      | $\gamma$   | 20,81 | 63,90 | 34,25 | 1,85  |
|   | 850  | $\beta$    | 1,85  | 1,12  | 0,06  | 98,82 |
|   |      | $\alpha_2$ | 68,63 | 74,00 | 24,82 | 1,18  |
|   |      | $\gamma$   | 29,52 | 64,25 | 34,87 | 0,88  |

Таблица 20 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–W при 45Al (ат. %)

| W, (ат. %) | Температура, °C | Фаза     | Q <sub>M</sub> ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |      |
|------------|-----------------|----------|-------------------------------|------------------------------------|-------|------|
|            |                 |          |                               | Ti                                 | Al    | W    |
| 1          | 2               | 3        | 4                             | 5                                  | 6     | 7    |
| 1          | 1450            | $\beta$  | 36,56                         | 63,64                              | 28,68 | 7,68 |
|            |                 | $\alpha$ | 63,44                         | 65,67                              | 31,57 | 2,76 |

Продолжение таблицы 20

|   |      |            |       |       |       |       |
|---|------|------------|-------|-------|-------|-------|
|   | 1400 | $\beta$    | 8,55  | 61,21 | 27,10 | 11,69 |
|   |      | $\alpha$   | 91,45 | 65,28 | 30,82 | 3,90  |
|   | 1250 | $\alpha$   | 84,11 | 65,47 | 29,60 | 4,93  |
|   |      | $\gamma$   | 15,89 | 61,74 | 35,41 | 2,85  |
|   | 1200 | $\alpha$   | 65,81 | 66,24 | 28,41 | 5,35  |
|   |      | $\gamma$   | 34,19 | 62,20 | 34,68 | 3,12  |
|   | 1150 | $\beta$    | 0,01  | 1,59  | 0,24  | 98,17 |
|   |      | $\alpha$   | 52,14 | 66,94 | 27,37 | 5,56  |
|   |      | $\gamma$   | 47,85 | 62,59 | 34,09 | 3,32  |
|   | 1050 | $\beta$    | 0,50  | 15,03 | 1,52  | 98,35 |
|   |      | $\alpha_2$ | 33,49 | 71,23 | 25,87 | 2,90  |
|   |      | $\gamma$   | 66,01 | 63,72 | 34,00 | 2,28  |
|   | 1000 | $\beta$    | 0,60  | 1,40  | 0,12  | 98,48 |
|   |      | $\alpha_2$ | 32,58 | 71,99 | 25,64 | 2,37  |
|   |      | $\gamma$   | 66,82 | 63,90 | 34,25 | 1,85  |
|   | 850  | $\beta$    | 0,83  | 1,12  | 0,55  | 98,83 |
|   |      | $\alpha_2$ | 30,33 | 74,00 | 24,82 | 1,18  |
|   |      | $\gamma$   | 68,84 | 64,25 | 34,87 | 0,08  |
| 2 | 1450 | $\beta$    | 85,09 | 61,19 | 29,00 | 9,81  |
|   |      | $\alpha$   | 14,91 | 64,11 | 32,36 | 3,53  |
|   | 1400 | $\beta$    | 48,84 | 59,12 | 27,35 | 13,53 |
|   |      | $\alpha$   | 53,16 | 63,98 | 31,51 | 4,51  |
|   | 1250 | $\beta_2$  | 15,15 | 52,80 | 22,71 | 24,49 |
|   |      | $\alpha$   | 60,48 | 64,39 | 29,29 | 6,31  |
|   |      | $\gamma$   | 24,37 | 61,13 | 35,22 | 3,65  |
|   | 1200 | $\beta_2$  | 15,62 | 52,32 | 21,40 | 21,40 |
|   |      | $\alpha$   | 41,82 | 65,56 | 28,23 | 6,21  |
|   |      | $\gamma$   | 42,56 | 61,83 | 34,55 | 3,62  |
|   | 1150 | $\beta_2$  | 1,14  | 1,59  | 0,24  | 98,17 |
|   |      | $\alpha$   | 44,80 | 66,94 | 27,37 | 5,69  |
|   |      | $\gamma$   | 54,06 | 62,59 | 34,09 | 3,32  |
|   | 1050 | $\beta$    | 1,59  | 1,50  | 0,15  | 98,35 |
|   |      | $\alpha_2$ | 28,05 | 71,23 | 25,87 | 2,90  |
|   |      | $\gamma$   | 70,36 | 63,72 | 34,00 | 2,28  |
|   | 1000 | $\beta$    | 1,68  | 1,40  | 0,12  | 98,48 |
|   |      | $\alpha_2$ | 27,47 | 71,99 | 25,64 | 2,37  |
|   |      | $\gamma$   | 70,85 | 63,90 | 34,25 | 1,85  |
|   | 850  | $\beta$    | 1,89  | 1,11  | 0,06  | 98,83 |
|   |      | $\alpha_2$ | 25,98 | 74,00 | 24,82 | 1,18  |
|   |      | $\gamma$   | 72,13 | 64,25 | 34,87 | 0,88  |

В сплавах с 40Al (ат. %) с кремнием  $\beta$  фаза присутствует только при температурах 1450 °С, при большем содержании алюминия  $\beta$  фаза отсутствует во всем диапазоне расчетных температур (таблица 21, 22). При температуре 1400 °С во всех сплавах присутствует единственная  $\alpha$  фаза. Только в сплаве Ti-40Al-0,5Si (ат. %) данная фаза существует до 1150 °С, другие три сплава уже при температуре 1250 °С становятся либо двухфазными ( $\alpha + \gamma$ ), либо трехфазными ( $\alpha + \text{Ti}_5\text{Si}_3 + \gamma$ ), как в случае со сплавом Ti-45Al-1Si (ат. %) (таблица 22). Опускаясь до более низких температурных значений, фазовый состав во всех сплавах становится трехфазным. Содержание кремния при этом в  $\alpha_2$  и  $\gamma$  фазах не превышает 0,27 (масс. %).

Таблица 21 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Si при 40Al (ат. %)

| Si, (ат. %) | Температура, °С | Фаза                     | $Q_M$ ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |       |
|-------------|-----------------|--------------------------|----------------------|------------------------------------|-------|-------|
|             |                 |                          |                      | Ti                                 | Al    | Si    |
| 1           | 2               | 3                        | 4                    | 5                                  | 6     | 7     |
| 0,5         | 1450            | $\beta$                  | 67,51                | 71,71                              | 26,95 | 0,34  |
|             |                 | $\alpha$                 | 32,49                | 71,34                              | 28,28 | 0,38  |
|             | 1400            | $\alpha$                 | 100                  | 72,27                              | 27,38 | 0,35  |
|             | 1250            | $\alpha$                 | 100                  | 72,27                              | 27,38 | 0,35  |
|             | 1200            | $\alpha$                 | 100                  | 72,27                              | 27,38 | 0,35  |
|             | 1150            | $\alpha$                 | 100                  | 72,27                              | 27,38 | 0,35  |
|             | 1050            | $\alpha_2$               | 83,77                | 73,51                              | 26,22 | 0,27  |
|             |                 | $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ | 0,46                 | 74,14                              | 20,03 | 5,83  |
|             |                 | $\gamma$                 | 15,77                | 65,34                              | 34,55 | 0,21  |
|             | 1000            | $\alpha_2$               | 80,15                | 73,87                              | 25,91 | 0,22  |
|             |                 | $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ | 0,70                 | 74,13                              | 5,52  | 20,35 |
|             |                 | $\gamma$                 | 19,15                | 65,12                              | 34,72 | 0,16  |
|             | 850             | $\alpha_2$               | 71,23                | 74,94                              | 24,96 | 0,01  |
|             |                 | $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ | 1,21                 | 74,10                              | 4,50  | 21,40 |
|             |                 | $\gamma$                 | 27,56                | 64,82                              | 35,13 | 0,05  |
| 1           | 1450            | $\beta$                  | 26,24                | 72,84                              | 26,51 | 0,65  |
|             |                 | $\alpha$                 | 73,76                | 71,48                              | 27,78 | 0,74  |
|             | 1400            | $\alpha$                 | 100                  | 71,84                              | 27,45 | 0,71  |
|             | 1250            | $\alpha$                 | 99,49                | 71,83                              | 27,56 | 0,61  |
|             |                 | $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ | 0,51                 | 74,16                              | 19,33 | 6,51  |

Продолжение таблицы 21

| 1 | 2    | 3                               | 4     | 5     | 6     | 7     |
|---|------|---------------------------------|-------|-------|-------|-------|
|   | 1200 | $\alpha$                        | 98,79 | 71,81 | 27,71 | 0,48  |
|   |      | Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> | 1,21  | 74,16 | 6,40  | 19,44 |
|   | 1150 | $\alpha$                        | 98,23 | 71,80 | 27,84 | 0,36  |
|   |      | Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> | 1,77  | 74,15 | 6,26  | 19,59 |
|   | 1050 | $\alpha_2$                      | 76,51 | 73,51 | 26,22 | 0,27  |
|   |      | Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> | 2,24  | 74,14 | 20,04 | 5,82  |
|   |      | $\gamma$                        | 21,25 | 65,24 | 34,55 | 0,21  |
|   | 1000 | $\alpha_2$                      | 73,30 | 73,87 | 25,91 | 0,22  |
|   |      | Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> | 2,46  | 74,13 | 5,52  | 20,35 |
|   |      | $\gamma$                        | 24,24 | 65,12 | 34,72 | 0,16  |
|   | 850  | $\alpha_2$                      | 65,39 | 74,94 | 24,96 | 0,10  |
|   |      | Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> | 3,00  | 74,10 | 4,50  | 21,40 |
|   |      | $\gamma$                        | 31,76 | 64,81 | 35,13 | 0,06  |

Таблица 22 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Si при 45Al (ат. %)

| Si, (ат. %) | Температура, °C | Фаза                            | Q <sub>M</sub> ,<br>(масс. %) | Содержание элементов,<br>(масс. %) |       |       |
|-------------|-----------------|---------------------------------|-------------------------------|------------------------------------|-------|-------|
|             |                 |                                 |                               | Ti                                 | Al    | Si    |
| 1           | 2               | 3                               | 4                             | 5                                  | 6     | 7     |
| 0,5         | 1450            | $\alpha$                        | 100                           | 67,99                              | 31,64 | 0,37  |
|             | 1400            | $\alpha$                        | 100                           | 67,99                              | 31,64 | 0,37  |
|             | 1250            | $\alpha$                        | 75,19                         | 69,30                              | 30,33 | 0,37  |
|             |                 | $\gamma$                        | 24,81                         | 63,92                              | 35,73 | 0,35  |
|             | 1200            | $\alpha$                        | 58,03                         | 70,39                              | 29,24 | 0,37  |
|             |                 | $\gamma$                        | 41,97                         | 64,56                              | 35,08 | 0,36  |
|             | 1150            | $\alpha$                        | 45,40                         | 71,37                              | 28,26 | 0,37  |
|             |                 | $\gamma$                        | 54,60                         | 65,08                              | 34,56 | 0,36  |
|             | 1050            | $\alpha_2$                      | 31,50                         | 73,51                              | 26,22 | 0,27  |
|             |                 | Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> | 0,64                          | 74,14                              | 20,03 | 5,83  |
|             |                 | $\gamma$                        | 67,86                         | 65,24                              | 34,55 | 0,21  |
|             | 1000            | $\alpha_2$                      | 30,76                         | 73,87                              | 25,91 | 0,22  |
|             |                 | Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> | 0,88                          | 74,13                              | 5,52  | 20,35 |
|             |                 | $\gamma$                        | 68,36                         | 65,12                              | 34,72 | 0,16  |
|             | 850             | $\alpha_2$                      | 28,83                         | 74,94                              | 24,96 | 0,10  |
|             |                 | Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> | 1,31                          | 74,10                              | 4,50  | 21,40 |
|             |                 | $\gamma$                        | 69,86                         | 64,81                              | 35,13 | 0,06  |

Продолжение таблицы 22

| 1 | 2    | 3          | 4     | 5     | 6     | 7     |
|---|------|------------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | 1450 | $\alpha$   | 100   | 67,54 | 31,72 | 0,74  |
|   | 1400 | $\alpha$   | 100   | 67,54 | 31,72 | 0,74  |
|   | 1250 | $\alpha$   | 66,58 | 69,26 | 30,04 | 0,70  |
|   |      | $Ti_5Si_3$ | 0,30  | 74,15 | 6,03  | 19,82 |
|   |      | $\gamma$   | 33,12 | 63,92 | 35,45 | 0,63  |
|   | 1200 | $\alpha$   | 48,35 | 70,38 | 29,11 | 0,51  |
|   |      | $Ti_5Si_3$ | 1,19  | 74,15 | 6,15  | 19,70 |
|   |      | $\gamma$   | 50,46 | 64,56 | 34,96 | 0,48  |
|   | 1150 | $\alpha$   | 35,61 | 71,37 | 28,26 | 0,37  |
|   |      | $Ti_5Si_3$ | 1,81  | 74,15 | 6,20  | 19,65 |
|   |      | $\gamma$   | 62,58 | 65,08 | 34,56 | 0,36  |
|   | 1050 | $\alpha_2$ | 24,23 | 73,51 | 26,22 | 0,27  |
|   |      | $Ti_5Si_3$ | 2,43  | 74,14 | 5,83  | 20,03 |
|   |      | $\gamma$   | 73,34 | 65,24 | 34,55 | 0,21  |
|   | 1000 | $\alpha_2$ | 23,91 | 73,87 | 25,91 | 0,22  |
|   |      | $Ti_5Si_3$ | 2,63  | 74,13 | 5,52  | 20,35 |
|   |      | $\gamma$   | 73,46 | 65,12 | 34,72 | 0,16  |
|   | 850  | $\alpha_2$ | 23,00 | 74,93 | 24,96 | 0,11  |
|   |      | $Ti_5Si_3$ | 2,95  | 74,10 | 4,50  | 21,40 |
|   |      | $\gamma$   | 74,05 | 64,82 | 35,13 | 0,05  |

### ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3

В главе представлены результаты термодинамического расчета фазового состава тройных сплавов систем Ti-Al- X (Nb,Zr,Cr,Mo,Mn,Si) в программном обеспечении Thermo-Calc. В качестве выводов по разделу можно отметить следующие ключевые результаты:

1. Рассчитаны политермические разрезы при постоянной концентрации 45 (ат. %) и изотермические разрезы при характерных температурах (850 и 1250 °C), которые позволяют определить концентрации третьего элемента, при которых образуются нежелательные фазы (в частности сигма и Лавеса).

2. Определено, что интервал кристаллизации тройных сплавов составляет около 100 °C, что значительно превышает интервал кристаллизации

промышленных титановых сплавов. В системах Ti–Al–X были определены параметры протекающей в сплавах невариантной эвтектоидной реакции  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$ .

3. Рассчитаны составы фаз и их массовые доли для отобранных составов в интервале температур от 850 до 1450 °С. Показано, что при температурах ниже 1000 °С сплавы, содержащие 45Al (ат. %) до 10Nb (ат. %) содержат только 2 алюминидные фазы:  $\alpha_2$  и  $\gamma$ . При этом алюминий в большем количестве присутствует в фазе  $\gamma$ , а титан и ниобий – в  $\alpha_2$ .

## 4. ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЛЮМИНИЯ

Двойная система Ti-Al характеризуется наличием интерметаллидных соединений  $Ti_3Al$ ,  $TiAl$ ,  $TiAl_2$  и  $TiAl_3$  (см. п.1.1). При этом, с повышением содержания алюминия в интерметаллидах снижается твердость и повышается пластичность.

В соответствии с двойной диаграммой Ti-Al (см. рис. 1) при содержании Al более 66 (ат. %) в равновесном состоянии образуются соединения  $TiAl_2$  ( $\rho=3580$  кг/м<sup>3</sup>,  $E=208$  ГПа) и  $TiAl_3$  ( $\rho=3360$  кг/м<sup>3</sup>,  $E=195$  ГПа), обладающие привлекательными свойствами ввиду самой низкой плотности среди остальных интерметаллидных соединений, высоким модулем упругости, наибольшей стойкости к окислению и представляют интерес в качестве основы при разработке новых классов конструкционных материалов. В связи с этим были предприняты попытки получить сплавы с высоким содержанием алюминия методом литья.

В качестве исходных шихтовых материалов использовались йодидный титан ТИ-1 и чистый алюминий марки А995.

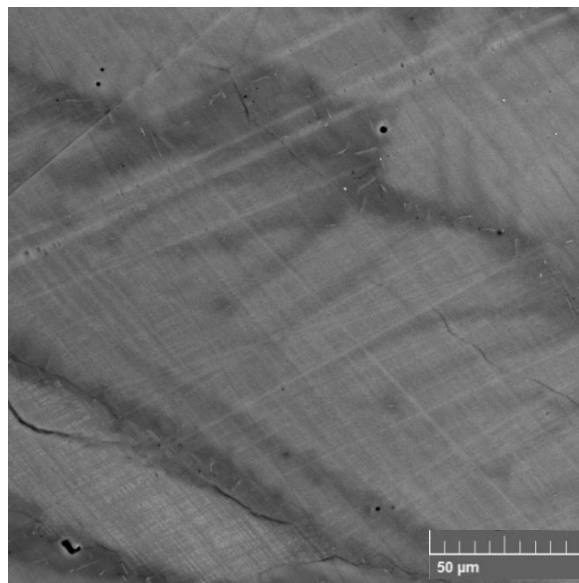
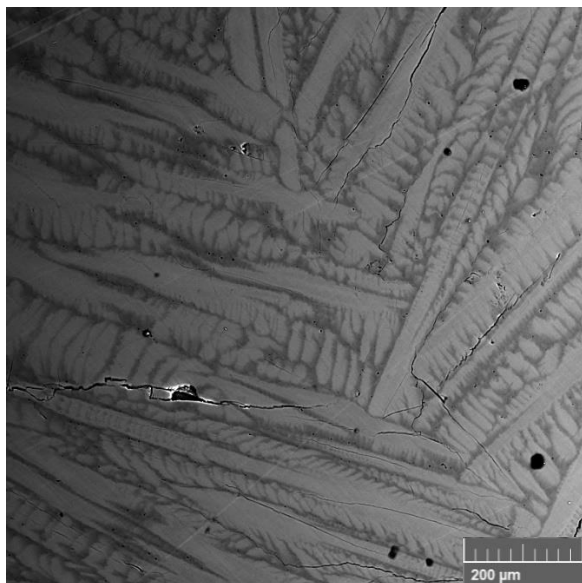
Выплавка сплавов велась в лабораторной вакуумной дуговой печи Arc200 оснащенной медным водоохлаждаемым тиглем с максимальной загрузкой 300 грамм.

### 4.1 Двойные сплавы Ti-Al с повышенным содержанием алюминия

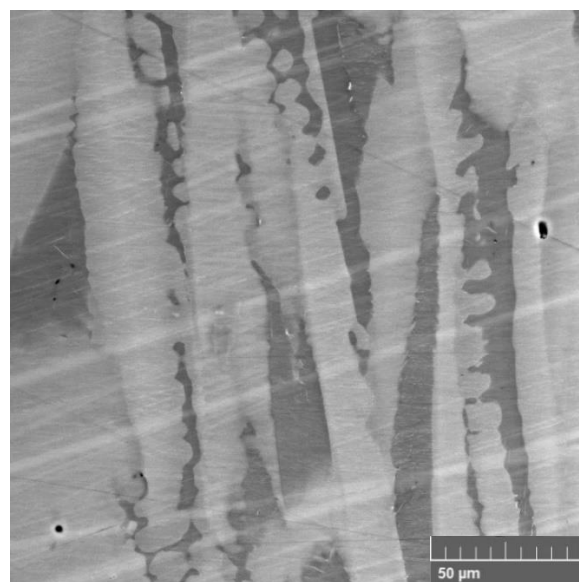
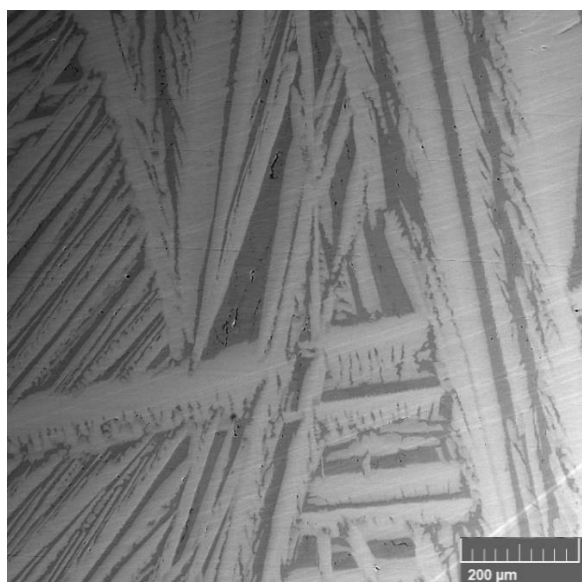
#### 4.1.1 Микроструктурные исследования

Результаты микроструктурных исследований (рисунок 31) показывают, что в двойных сплавах Ti-Al с повышенным содержанием алюминия в результате кристаллизации образовались трещины. Появление данных трещин связано с протеканием сложных фазовых превращений (включая перитектические реакции) и образования огромных хрупких интерметаллидных соединений в виде игл в процессе затвердевания сплава. По результатам МРСА (рисунок 32) можно сделать

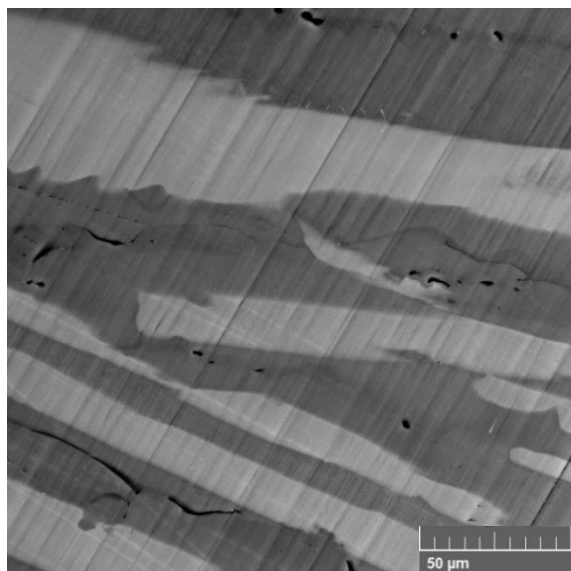
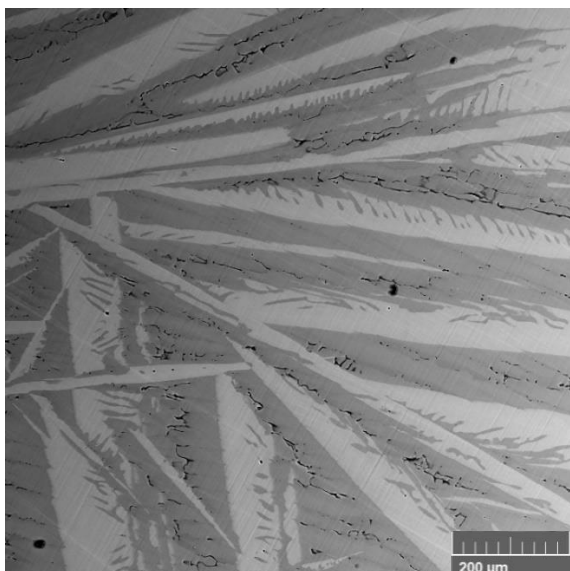
предположение о том, что в структуре образовались интерметаллидные соединения близкие по составу к  $\text{TiAl}_3$  (предположительно  $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$ ).



а

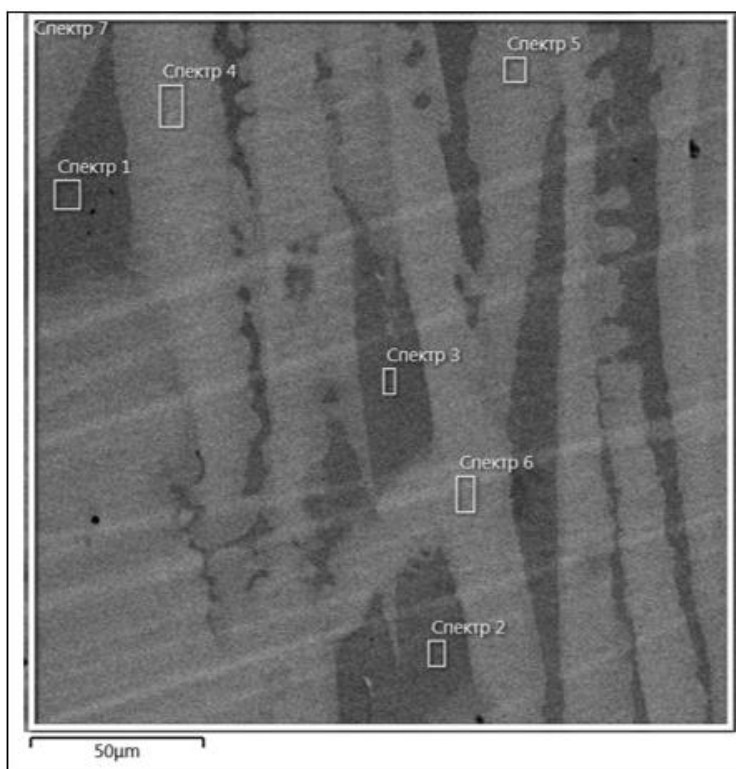


б



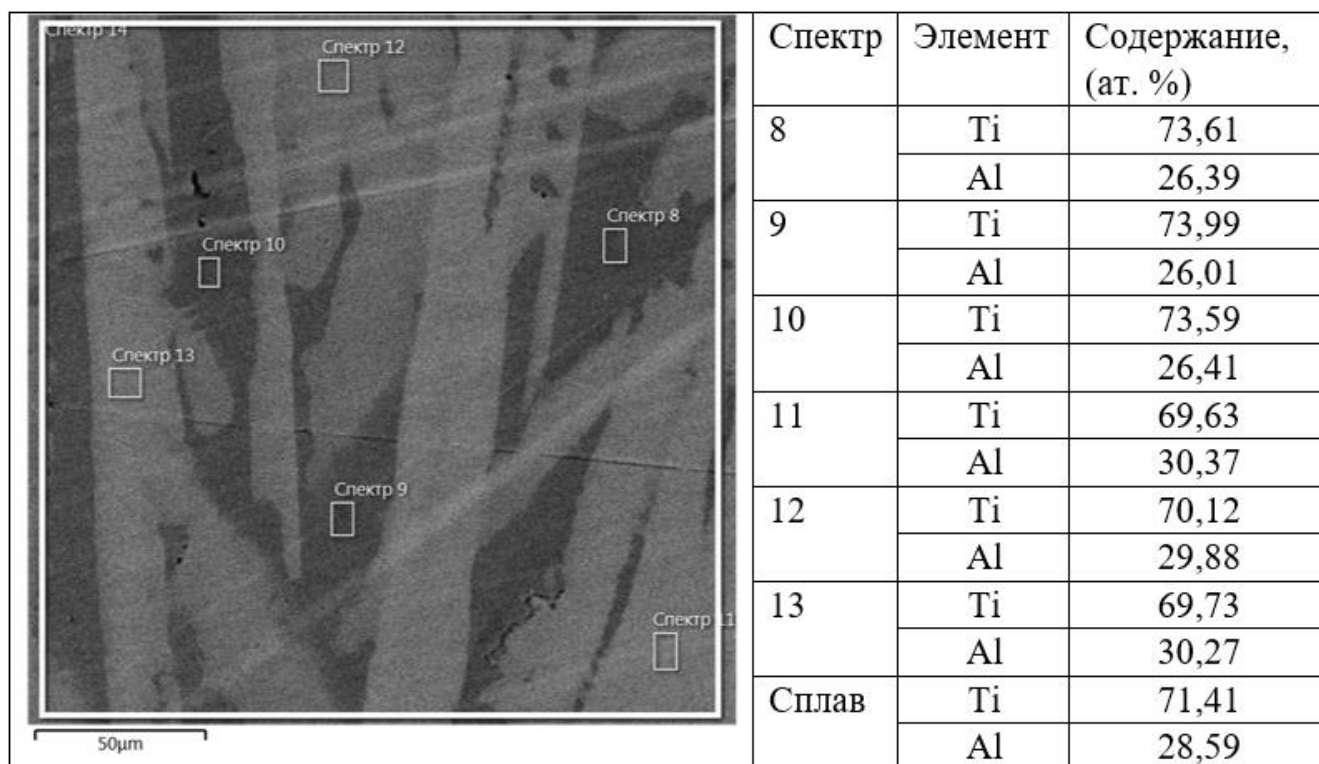
В

Рисунок 32 – Микроструктура сплавов с повышенным содержанием алюминия: а - Ti-66,7Al (ат. %), б - Ti-71Al (ат. %), в - Ti-72,5Al (ат. %), СЭМ

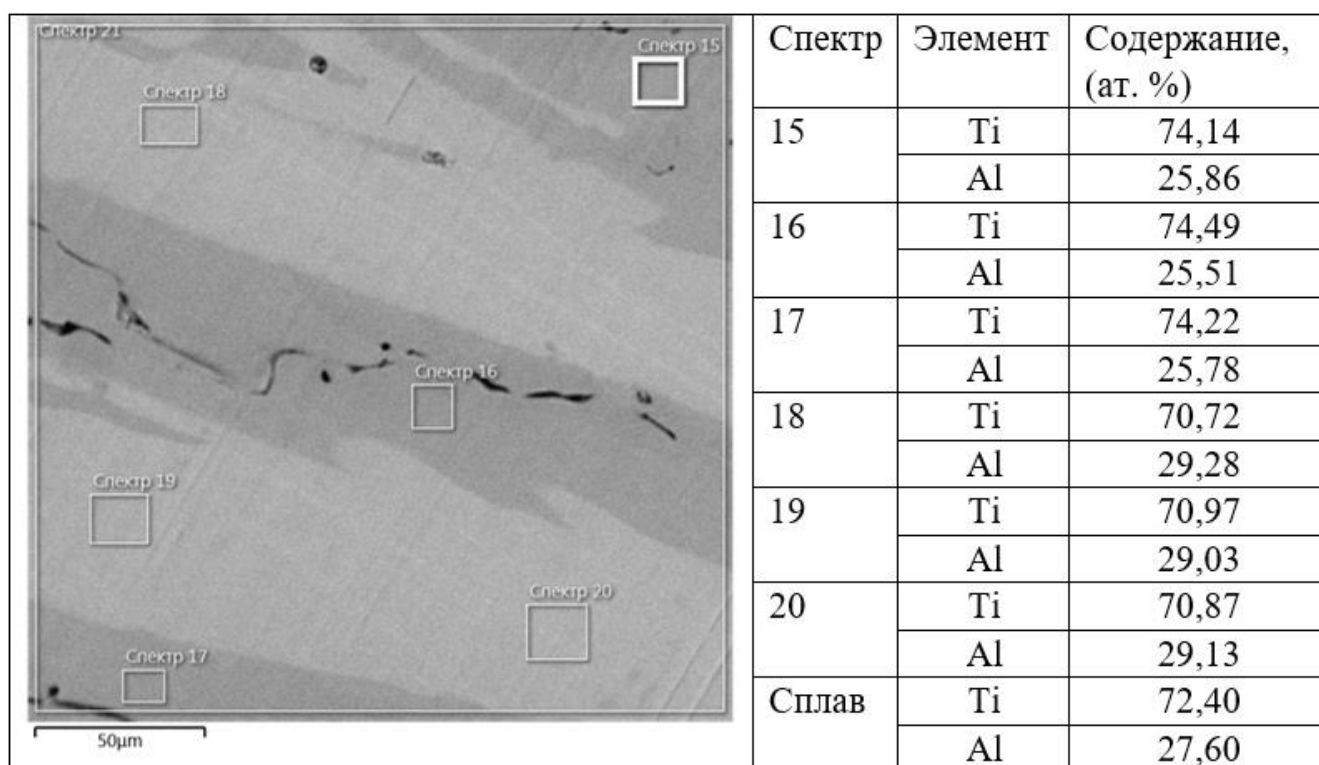


| Спектр | Элемент | Содержание, (ат. %) |
|--------|---------|---------------------|
| 1      | Ti      | 73,82               |
|        | Al      | 26,18               |
| 2      | Ti      | 73,69               |
|        | Al      | 26,31               |
| 3      | Ti      | 73,83               |
|        | Al      | 26,17               |
| 4      | Ti      | 69,38               |
|        | Al      | 30,62               |
| 5      | Ti      | 70,04               |
|        | Al      | 29,96               |
| 6      | Ti      | 69,47               |
|        | Al      | 30,53               |
| Сплав  | Ti      | 71,01               |
|        | Al      | 28,99               |

а



б



в

Рисунок 32 – Результаты МРСА сплавов с повышенным содержанием алюминия: а - Ti-66,7Al (ат. %), б - Ti-71Al (ат. %), в - Ti-72,5Al (ат. %).

#### 4.1.2 Микротвердость

На образцах из сплавов с повышенным содержанием алюминия были измерены значения микротвердости (таблица 23). Несмотря на повышенное (до 72,7 ат. %) содержанием алюминия, значения твердости составили более 333 HV.

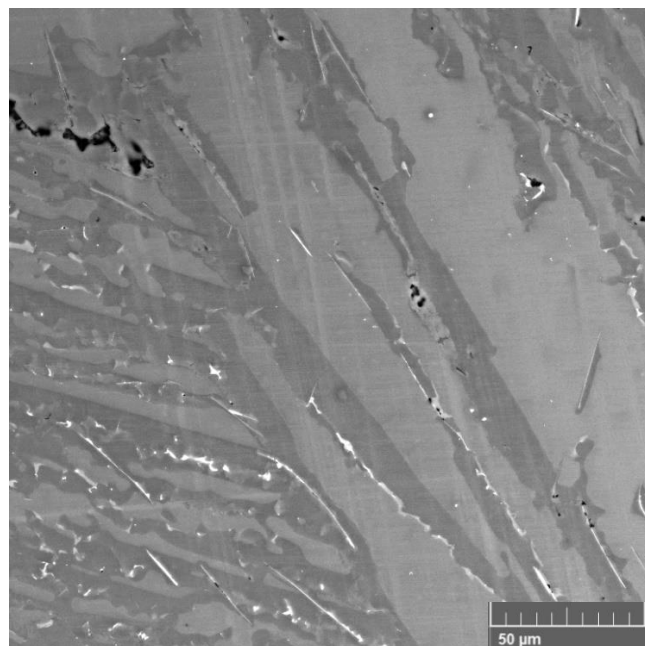
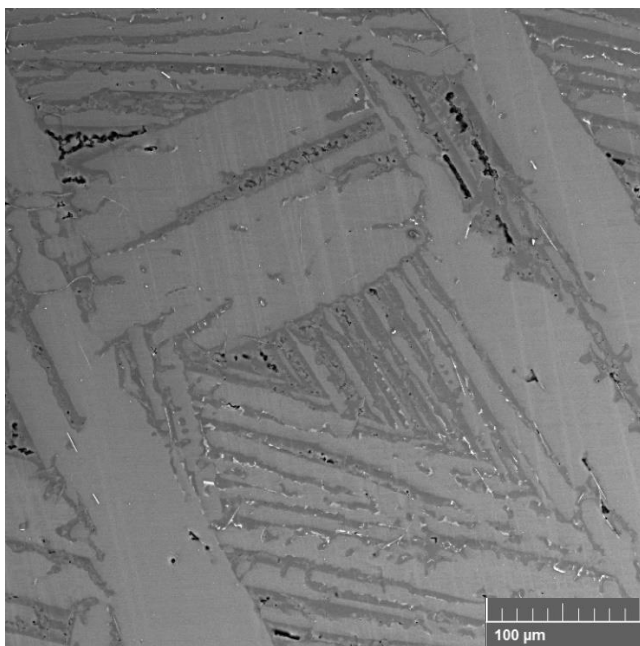
Таблица 23 – Значения микротвердости сплавов Ti-Al с повышенным содержанием алюминия

| Сплав             | Значение HV |       |       |       |       |       | Ср. значение HV |
|-------------------|-------------|-------|-------|-------|-------|-------|-----------------|
| Ti-66,7Al (ат. %) | 336,4       | 322,7 | 339,6 | 323,6 | 325,3 | 350,9 | 333,08          |
| Ti-71Al (ат. %)   | 375,8       | 363,8 | 359,7 | 367,9 | 351,3 | 365,3 | 363,96          |
| Ti-72,7Al (ат. %) | 365,3       | 355,7 | 361,7 | 356,2 | 394,6 | 372,6 | 365,97          |

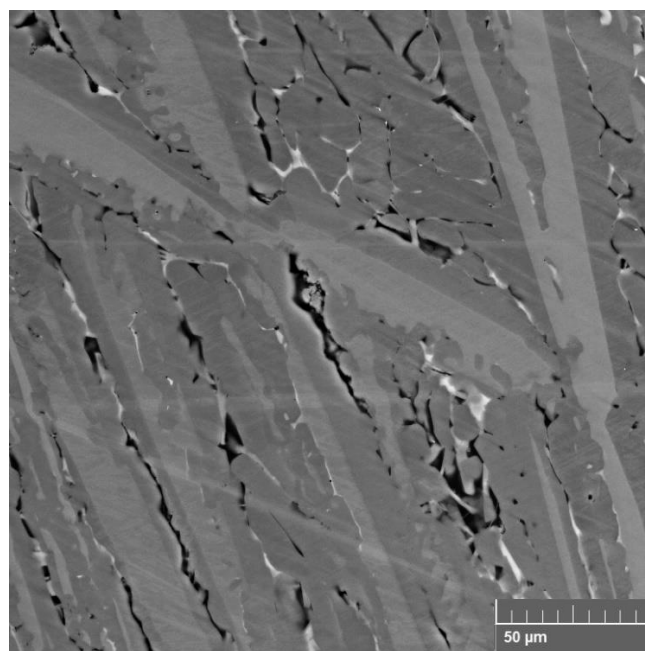
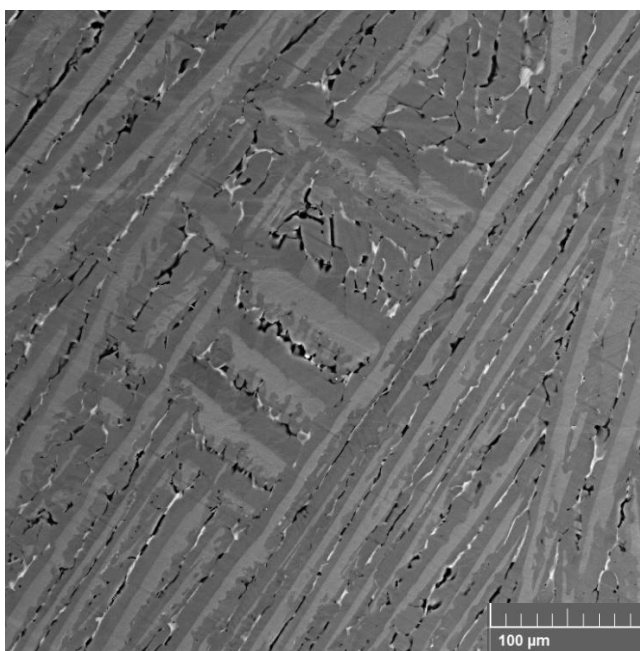
#### 4.2 Тройные сплавы Ti-Al-X с повышенным содержанием алюминия

##### 4.2.1 Микроструктурные исследования

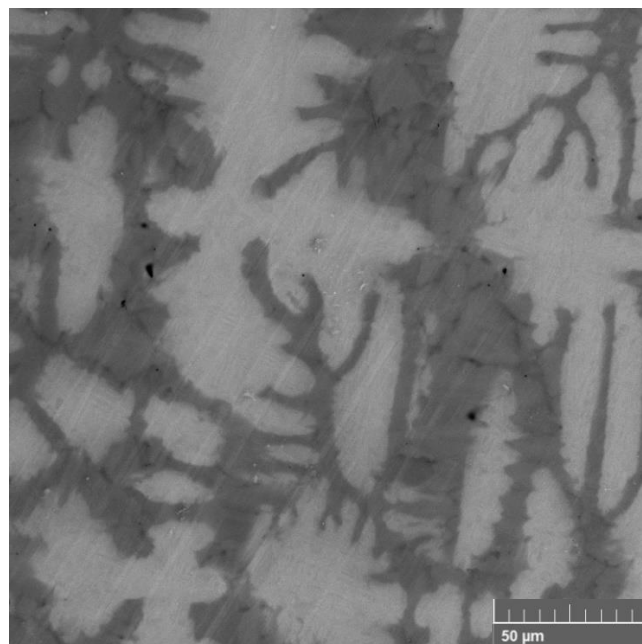
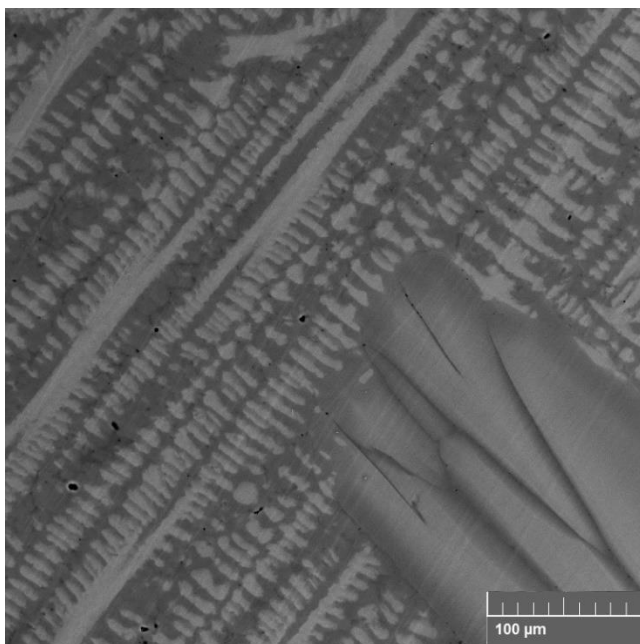
Для исследования оказываемого влияния третьего элемента на механические свойства, фазовый состав и структуру сплавов Ti-Al с повышенным содержанием алюминия было проведено легирование (до 2 %) хромом, марганцем и цирконием. На полученных изображениях микроструктур можно отметить положительное влияние, оказываемое при дополнительном легировании марганцем и цирконием, в результате которого уменьшился объем и размер интерметаллидных соединений (рисунок 33б,в). Однако, как и в случае с двойными сплавами, в образце присутствуют трещины.



a

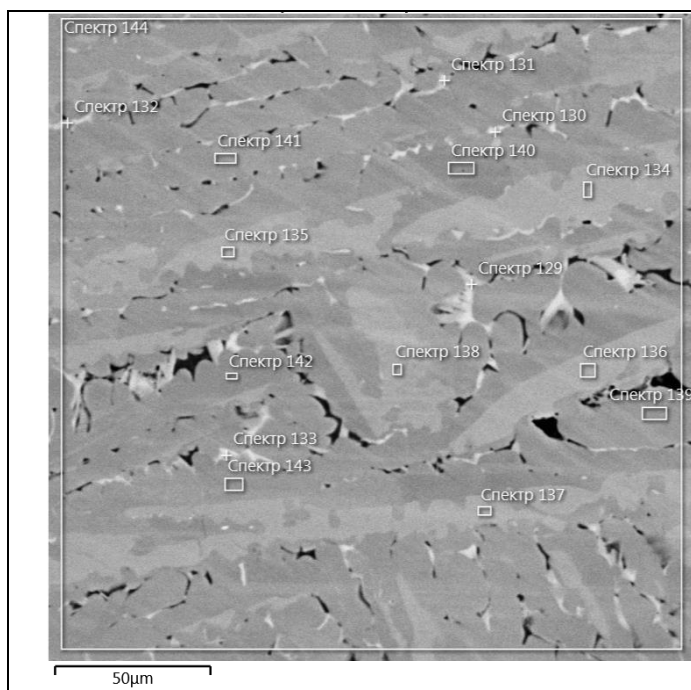


6



В

Рисунок 33 – Микроструктура сплавов с повышенным содержанием алюминия: а - Ti-Al-1Mn (ат. %), б - Ti-Al-1Cr (ат. %), в - Ti-Al-1Zr (ат. %), СЭМ.



| Спектр | Содержание (ат. %) |       |       |
|--------|--------------------|-------|-------|
|        | Al                 | Ti    | Mn    |
| 129    | 78,11              | 2,52  | 19,36 |
| 130    | 77,26              | 5,19  | 17,55 |
| 131    | 78,13              | 2,71  | 19,16 |
| 132    | 79,5               | 2,58  | 17,92 |
| 133    | 77,69              | 1,96  | 20,35 |
| 134    | 71,64              | 27,96 | 0,40  |
| 135    | 71,88              | 27,8  | 0,32  |
| 136    | 71,82              | 27,91 | 0,27  |
| 137    | 71,66              | 28,04 | 0,30  |
| 138    | 71,66              | 28,02 | 0,32  |
| 139    | 74,08              | 25,76 | 0,16  |
| 140    | 74,39              | 25,32 | 0,29  |
| 141    | 73,93              | 25,82 | 0,25  |
| 142    | 74,21              | 25,5  | 0,29  |
| 143    | 74,32              | 25,54 | 0,14  |
| Сплав  | 74,44              | 24,35 | 1,21  |

а

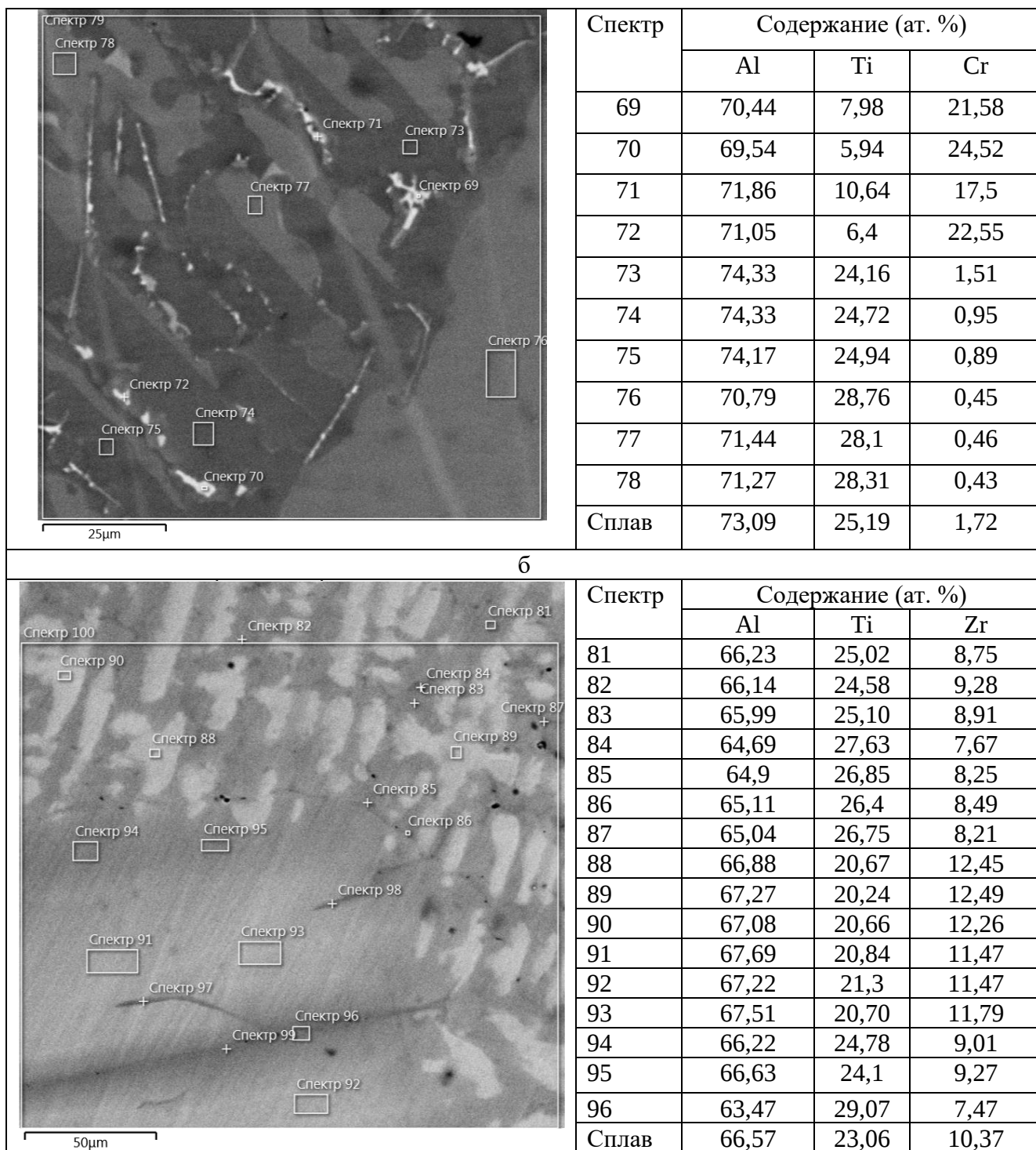


Рисунок 34 – Результаты МРСА сплавов с повышенным содержанием алюминия: а - Ti-72,5Al-1Mn (ат. %), б - Ti-72,5Al-Cr (ат. %), в - Ti-72,5Al-1Zr (ат. %)

#### 4.2.2 Микротвердость

На образцах из тройных сплавов с повышенным содержанием алюминия были измерены значения микротвердости (таблица 24). Полученные значения в

результате дополнительного легирования показали незначительное увеличение микротвердости (менее 4 %).

Таблица 24 – Значения микротвердости сплавов Ti-Al-X с повышенным содержанием алюминия

| Сплав                    | Значение HV |       |       |       |       |       | Ср. значение HV |
|--------------------------|-------------|-------|-------|-------|-------|-------|-----------------|
| Ti-72,5Al-1Mn<br>(ат. %) | 381,2       | 376,3 | 402,2 | 356,7 | 371   | 363,8 | 375,2           |
| Ti-72,5Al-1Cr<br>(ат. %) | 390         | 367,3 | 382,3 | 364,3 | 397,5 | 379   | 380,17          |
| Ti-72,5Al-Zr<br>(ат. %)  | 385         | 372,4 | 387,5 | 370,4 | 394,4 | 372   | 380,28          |

#### ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4

1. На примере двойных и тройных сплавов, близких по составу на основе алюминиду  $Al_3Ti$ , рассмотрена возможность их получения методами литья.

2. Установлено, что получение сплавов на основе алюминида  $Al_3Ti$  методом литья практически невозможно из-за неизбежной первичной кристаллизации грубых первичных кристаллов, приводящих к охрупчиванию.

## 5 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ СПЛАВА Ti-50Al

Процесс получения сплава Ti-50Al (ат. %) осуществлялся непосредственно при печати в ходе селективного лазерного плавления. Исходным материалом для печати использовалась смесь из элементарных порошков. Проведена отработка технологических режимов печати единичных треков, а также компактных образцов методом СЛП, а также исследование морфологии, состава, структуры и свойств образцов в зависимости от режимов СЛП.

Для получения механических смесей использовались элементарные порошки Ti (BT1-00) и Al (чистота 99,7 %). Алюминиевый и титановый порошок в соотношении состава сплава Ti50Al перемешивались в течение 12 часов. Изображение полученной порошковой смеси в режиме обратно-отраженных электронов представлено на рисунке 35. В порошковой смеси наблюдается равномерное распределение отдельных компонентов. Полученная порошковая смесь имеет следующие гранулометрические составы: для Ti-50Al (ат. %) –  $d_{10} = 13.9$  мкм,  $d_{50} = 44.8$  мкм,  $d_{90} = 52.4$  мкм.

Процесс СЛП проводили на установке SLM Solutions SLM 280HL. Был проведен эксперимент с варьированием значений мощности лазера, скорости сканирования. Используемые значения параметров приведены в таблице 25. С использованием различных параметров селективного лазерного плавления было изготовлено 24 единичных трека и 30 образцов размером 5x5x5 мм из смеси состава Ti-50Al (ат. %). Толщина наносимого слоя порошка оставалась постоянной для всех режимов и составляла 30 мкм. Плотность энергии  $E$  (1), использовалась для оценки энергозатрат в процессе СЛП:

$$E = \frac{P}{V \cdot l \cdot h} \quad (1),$$

где  $V$  – скорость сканирования лазерным лучом (мм/с);  $P$  – мощность лазера (Вт);  $l$  – толщина порошкового слоя (мм);  $h$  – расстояние между единичными проходами лазера (мкм).

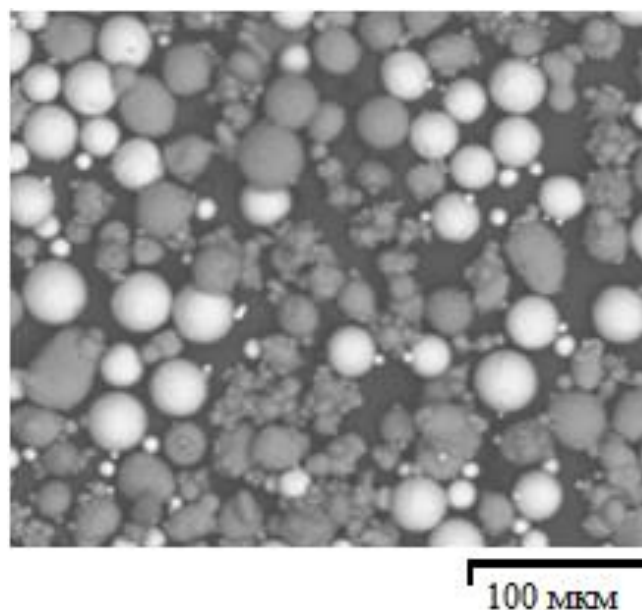


Рисунок 35 – Механическая смесь элементарных порошков Ti-50Al (ат. %), СЭМ.

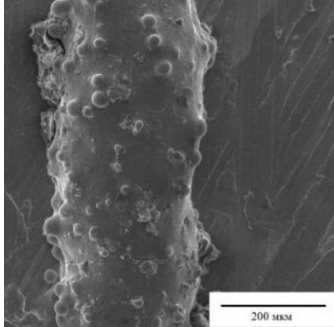
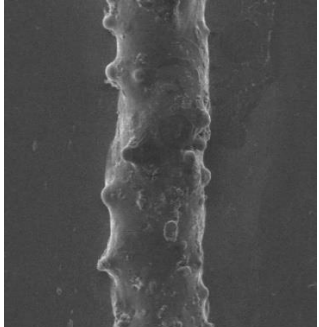
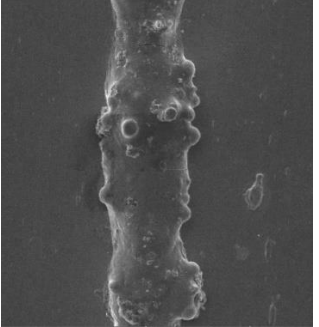
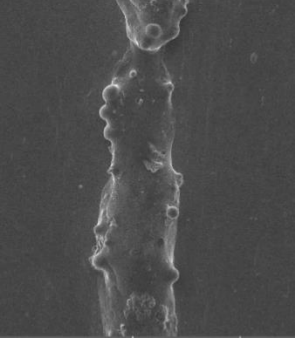
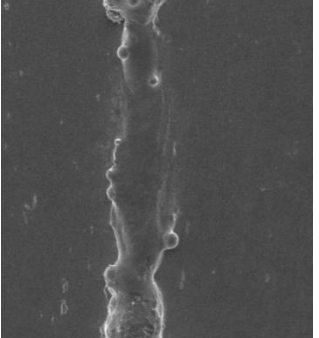
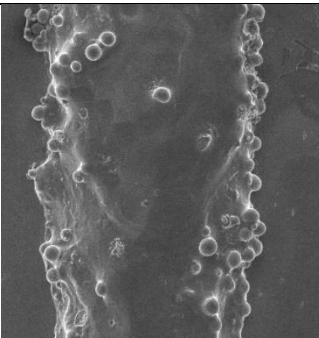
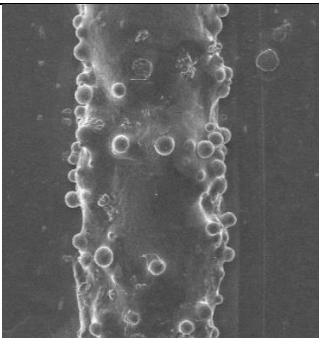
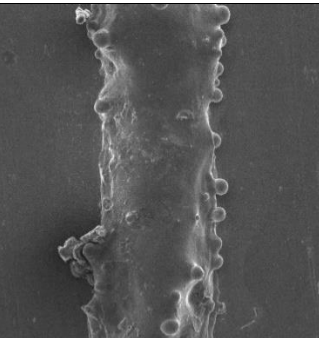
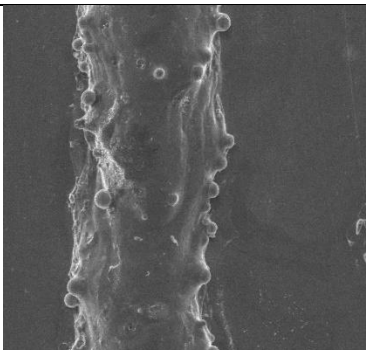
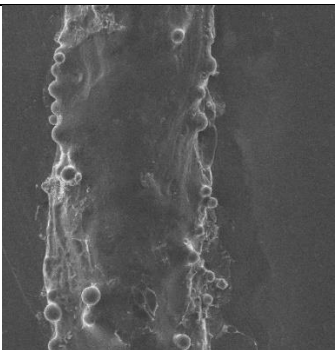
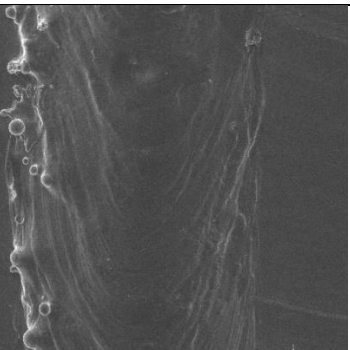
Таблица 25 – Режимы печати СЛП для единичных треков из смеси Ti-50Al (ат. %)

| №  | Мощность, Вт | Скорость, мм/с | Плотность энергии, Дж/мм <sup>2</sup> | №  | Мощность, Вт | Скорость, мм/с | Плотность энергии, Дж/мм <sup>2</sup> |
|----|--------------|----------------|---------------------------------------|----|--------------|----------------|---------------------------------------|
| 1  | 100          | 100            | 33,33                                 | 13 | 300          | 100            | 100,00                                |
| 2  | 100          | 200            | 16,67                                 | 14 | 300          | 200            | 50,00                                 |
| 3  | 100          | 300            | 11,11                                 | 15 | 300          | 300            | 33,33                                 |
| 4  | 100          | 400            | 8,33                                  | 16 | 300          | 400            | 25,00                                 |
| 5  | 100          | 500            | 6,67                                  | 17 | 300          | 500            | 20,00                                 |
| 6  | 100          | 600            | 5,56                                  | 18 | 300          | 600            | 16,67                                 |
| 7  | 200          | 100            | 66,67                                 | 19 | 400          | 100            | 133,33                                |
| 8  | 200          | 200            | 33,33                                 | 20 | 400          | 200            | 66,67                                 |
| 9  | 200          | 300            | 22,22                                 | 21 | 400          | 300            | 44,44                                 |
| 10 | 200          | 400            | 16,67                                 | 22 | 400          | 400            | 33,33                                 |
| 11 | 200          | 500            | 13,33                                 | 23 | 400          | 500            | 26,67                                 |
| 12 | 200          | 600            | 11,11                                 | 24 | 400          | 600            | 22,22                                 |

## 5.1 Исследование единичных треков из смеси Ti-50Al

### 5.1.1 Морфология единичных треков

На рисунке 36 представлена морфология поверхности единичных треков (вид сверху) при различных параметрах сканирования. Изображения серии единичных треков показывают, что изменение параметров селективного лазерного спекания оказывают значительное влияние на морфологию конечных треков. С увеличением скорости сканирования, при которой мощность лазера недостаточна, как в случае режимов № 4–6, единичные треки перестают быть последовательными и стабильными, и они имеют тенденцию сжиматься в осевом направлении, образуя «шарики» на дорожке. Как было установлено Gusarov и др. в работе [90] существует интервал скоростей сканирования, при котором треки получаются стабильными. Однако дорожки прерываются (так называемый эффектом «слипания»), если скорость сканирования не соответствует этому интервалу. Кроме того, Gu и др. [91] продемонстрировали, что эффект «слипания» при высокой скорости сканирования в основном связан со значительной конвекцией Марангони и капиллярной неустойчивостью жидкости в расплавленной ванне. Направление, в котором жидкость течет снаружи внутрь, приведет к сфероидизации жидкости по направлению к центру одной дорожки. В этом случае фронт затвердевания жидкости нарушается, а затем прерывается после затвердевания из-за больших шариков. Кроме того, можно отметить, что дефекты в виде трещин четко видны поверхности трека №1. Среди треков полученных при мощности 100 Вт, оптимальным можно считать режим с сочетанием скорости 200 мм/с, что соответствует плотности энергии равной 16,61 Дж/мм<sup>2</sup>.

|          |    |                                                                                     |    |                                                                                      |    |                                                                                       |
|----------|----|-------------------------------------------------------------------------------------|----|--------------------------------------------------------------------------------------|----|---------------------------------------------------------------------------------------|
| P=100 Bt | 1  | V=100 mm/c                                                                          | 2  | V=200 mm/c                                                                           | 3  | V=300 mm/c                                                                            |
|          |    |    |    |    |    |    |
|          | 4  | V=400 mm/c                                                                          | 5  | V=500 mm/c                                                                           | 6  | V=600 mm/c                                                                            |
|          |    |    |    |    |    |    |
| P=200Bt  | 7  | V=100 mm/c                                                                          | 8  | V=200 mm/c                                                                           | 9  | V=300 mm/c                                                                            |
|          |    |   |    |   |    |   |
|          | 10 | V=400 mm/c                                                                          | 11 | V=500 mm/c                                                                           | 12 | V=600 mm/c                                                                            |
|          |    |  |    |  |    |  |

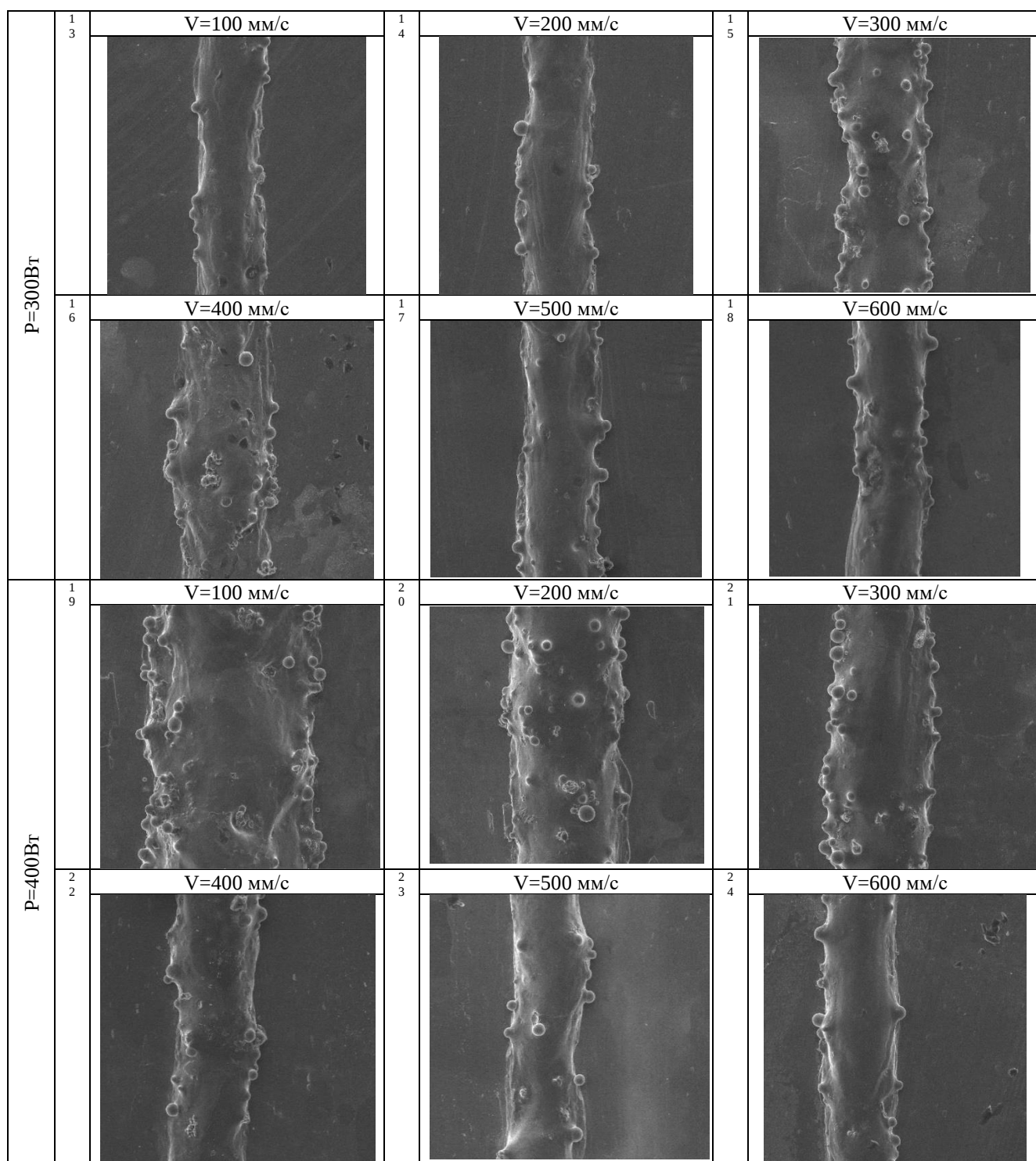


Рисунок 36 – Морфология единичных треков (вид сверху) полученных при варьируемых параметрах СЛП, СЭМ.

Увеличение мощности лазера до 200 Вт так же не привело к существенному улучшению поверхности треков. Почти на всех треках присутствуют дефекты в виде нерасплавленных частиц порошка, разбрызгивания капель металла в процессе плавления и дефекты на поверхности треков в виде шариков. На треках,

полученных при мощности лазера 200 Вт в сочетании со скоростью сканирования 300 и 400 мм/с, что соответствует плотности энергии равной 22,22 и 16,67 Дж/мм<sup>2</sup> соответственно наблюдается наименьшее количество дефектов. Данные треки отличаются стабильностью по длине и отсутствием трещин.

Наиболее качественными треками, полученные при мощности лазера 300 Вт можно считать так же полученные с плотностью энергии равной 20 и 16,67 Дж/мм<sup>2</sup>. Треки полученные по режимам с плотностью энергии 100 и 50 Дж/мм<sup>2</sup> соответственно нельзя считать оптимальными ввиду дефектов в виде пор на поверхности.

Оптимальными треками, полученными при мощности 400 Вт являются треки по режимам №23 и 24, что соответствует плотности 26,67 и 22,22 Дж/мм<sup>2</sup>.

На рисунке 37 представлены оптические изображения полученных треков в поперечном сечении. Для каждого трека измеряли значения ширины, высоты и глубины проникновения в подложку. Измерения проводили в трех разных местах трека, средние значения размеров бассейна треков приведены в таблице xxx.

Из рисунка 37 и значений из таблицы 26 видно, что морфология ванны расплава сильно зависит от параметров процесса СЛП. Кроме того, втянутые не расплавленные частицы порошка по краям треков и газовые поры могут быть четко идентифицированы на поперечном сечении.

Видно, что ширина и глубина ванн расплава уменьшаются с увеличением скорости сканирования при варьируемых мощностях лазера. Согласно уравнению (1), плотность энергии лазера постепенно снижается с увеличением скорости сканирования при фиксированных других параметрах, что приводит к уменьшению ширины и глубины ванн расплава.

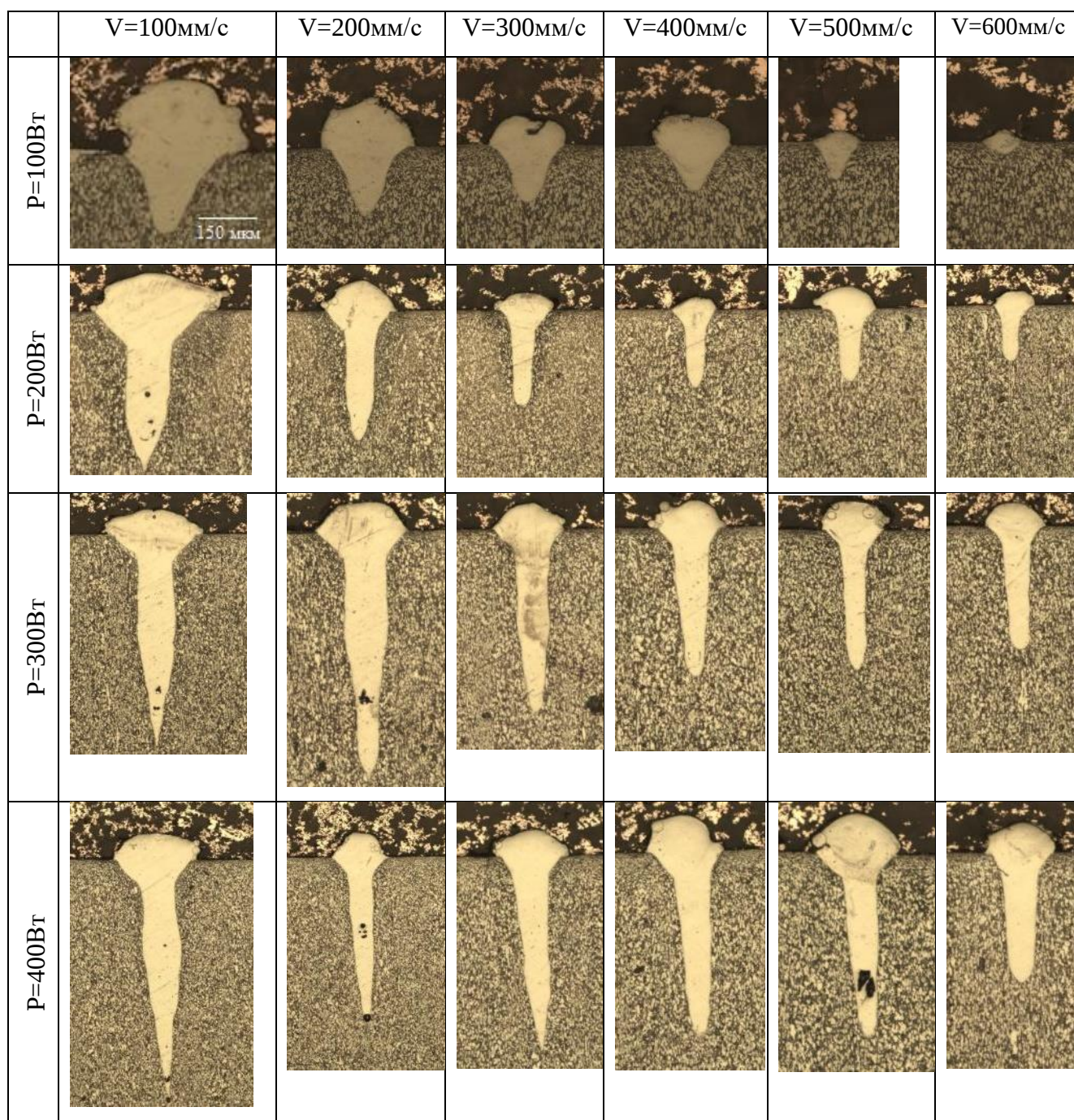


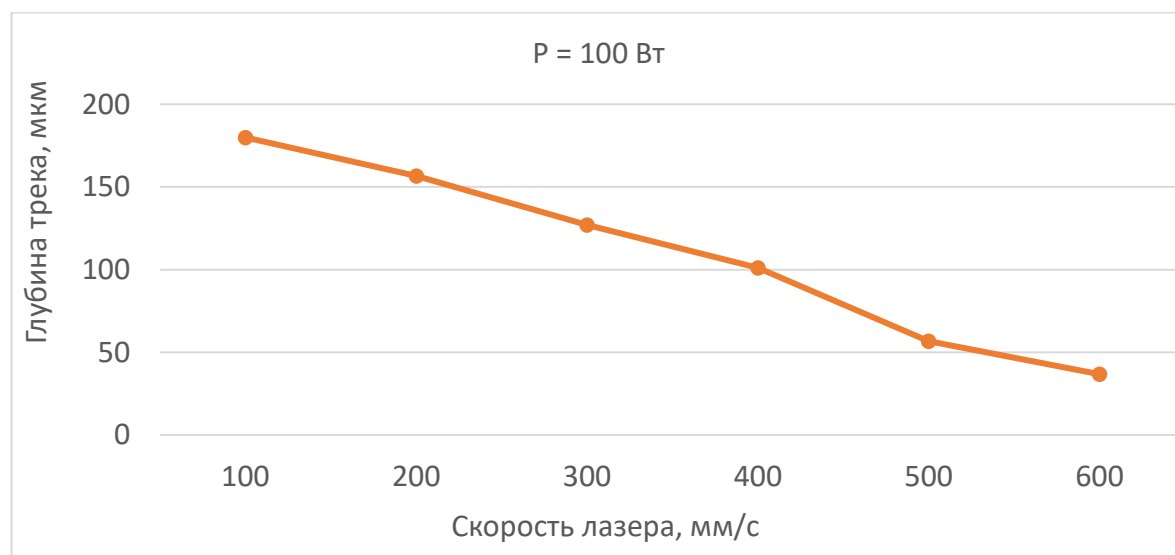
Рисунок 37 – Изображения поперечного сечения единичных треков при различных режимах сплавления для смеси Ti-50Al (ат. %)

Таблица 26 – Средние значения размеров единичных треков из смеси Ti-50Al (ат. %)

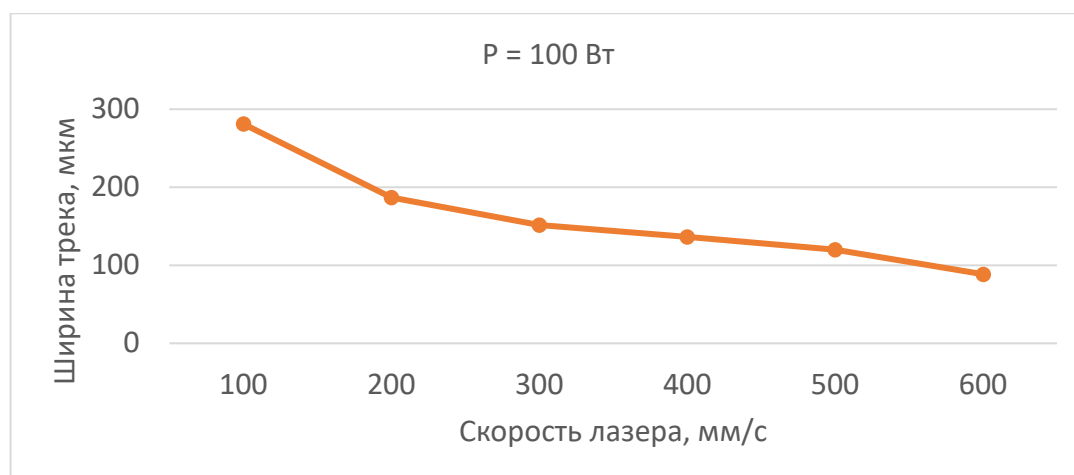
| Трек | Средние размеры треков, мкм |        |         |
|------|-----------------------------|--------|---------|
|      | Глубина                     | Высота | Ширина  |
| 1    | 2                           | 3      | 4       |
| #1   | 179,925                     | 144,18 | 281,135 |
| #2   | 156,6                       | 82,045 | 186,935 |
| #3   | 126,95                      | 49,31  | 151,63  |

Продолжение таблицы 26

|     |         |         |         |
|-----|---------|---------|---------|
| #4  | 101,105 | 32,495  | 136,595 |
| #5  | 56,765  | 34,445  | 120,055 |
| #6  | 36,75   | 51,015  | 88,57   |
| #7  | 518,565 | 133,41  | 363,985 |
| #8  | 476,18  | 72,51   | 288,64  |
| #9  | 383,88  | 74,415  | 204,5   |
| #10 | 304,05  | 70,84   | 191,005 |
| #11 | 230,81  | 57,87   | 181,665 |
| #12 | 180,075 | 57,25   | 170,935 |
| #13 | 919,92  | 132,18  | 416,625 |
| #14 | 670,52  | 88,915  | 285,195 |
| #15 | 534,71  | 71,33   | 227,915 |
| #16 | 446,865 | 70,08   | 191,8   |
| #17 | 401,84  | 81,04   | 189,045 |
| #   | 350,225 | 70,205  | 188,775 |
| #19 | 972,1   | 136,245 | 396,27  |
| #20 | 720,185 | 104,46  | 235,61  |
| #21 | 613,485 | 77,41   | 210,575 |
| #22 | 487,54  | 75,32   | 173,04  |
| #23 | 356,545 | 75,3    | 171,905 |
| #24 | 343,525 | 66,535  | 164,54  |



а



б

Рисунок 38 – Зависимость геометрических размеров ванны единичных треков: а – глубина; б – ширина от скорости лазерного сканирования при мощности 100 Вт.

При использовании малой мощности (100 Вт) в сочетании с низкой скоростью (100 мм/с) большая часть энергии концентрируется в порошковом слое из-за чего высота получившегося трека составляет 144 мкм. При увеличении скорости сканирования наблюдается уменьшение глубины ванны расплава со 179 мкм при скорости 100 мм/с, до 36,75 мкм при 600 мм/с. При этом ширина ванны уменьшилась с 281,135 мкм до 88,57 мкм соответственно. Повышение мощности лазера до 200 Вт и выше приводит к смене режима проводимости к эффекту «замочной скважины» в результате чего глубина проплавления подложки увеличилась почти в 3 раза и составила 518 мкм при мощности 200 Вт и скорости 100 мм/с, по сравнению с мощностью 100 Вт и аналогичной скоростью. Ширина дорожек при этом изменилась с 364 мкм до 171 мкм. Эффект замочной скважины в основном обусловлен очень высокими тепловыми затратами, которые могут вызвать испарение и образование глубоких V-образных бассейнов расплава [92]. Во время плавления в режиме замочной скважины материал быстро испаряется, что приводит к образованию полости, называемой зоной понижения паров или замочной скважиной который не успевает удалиться [93, 94, 95]. Данные поры можно наблюдать при скорости лазера 100 мм/с, а также при мощности 300 Вт при

скоростях 100 и 200 мм/с и почти при все скоростях сканирования при мощности 400 Вт. Дальнейшее увеличение мощности лазера привело к еще большей глубине проплавления подложки что оказывает негативно влияет при изготовлении объемных изделий в результате чего при каждом проходе лазера будет происходить переплавление сразу нескольких предыдущих слоев. Максимальная глубина ванны составила 972 мкм при ширине 396 мкм, что соответствует мощности 400 Вт и скорости сканирования 100 мм/с.

### 5.1.2 Микроструктура единичных треков

По результатам проведенных исследований морфологии и размеров ванны единичных треков были проведены микроструктурные исследования наиболее оптимальных с точки зрения морфологии треков.

По результатам, полученным с помощью сканирующего электронного микроскопа, в частности по данным микрорентген спектрального анализа (МРСА) и карт распределения элементов можно сделать вывод о неоднородности распределения элементов, в частности алюминия. Как видно из таблиц 27, 28 концентрация алюминия меняется по сечению трека. В самом низу ванны расплава содержание Al составляет всего 11.73 (ат. %) и увеличивается по мере приближения к поверхности трека (27.60 ат. %). Данный эффект связан с разницей между содержанием алюминия в синтезируемой смеси и содержанием алюминия в используемой подложке из материала ВТ6 (около 10 %). Shi и др. [95] наблюдали аналогичный эффект по сечению с применением подложки из того же материала при печати образцов из сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb, где лишь к 5-му напечатанному слою содержание алюминия достигло 45% (ат.) (см. рис 39).

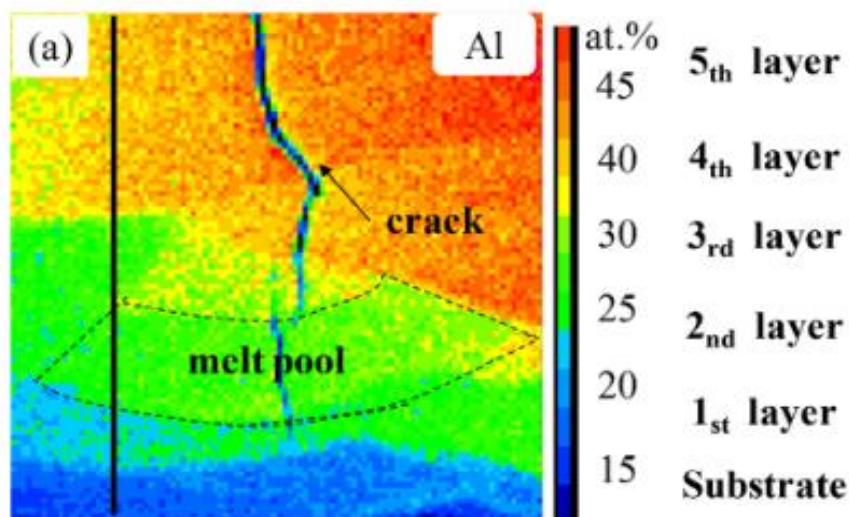


Рисунок 39 – Данные карт распределения Al образца из сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb полученного с помощью СЛП [95].

Кроме того, на рисунке 40 (б) на поверхности трека можно увидеть нерасплавленные частицы титана. Это связано с движением металла в бассейне расплава в процессе плавления. В результате его долгой кристаллизации частицы были подхвачены и втянуты в трек. На рисунках 40, 41 представлены изображения участков EDS-анализа (а) и суммарной карты распределения элементов.

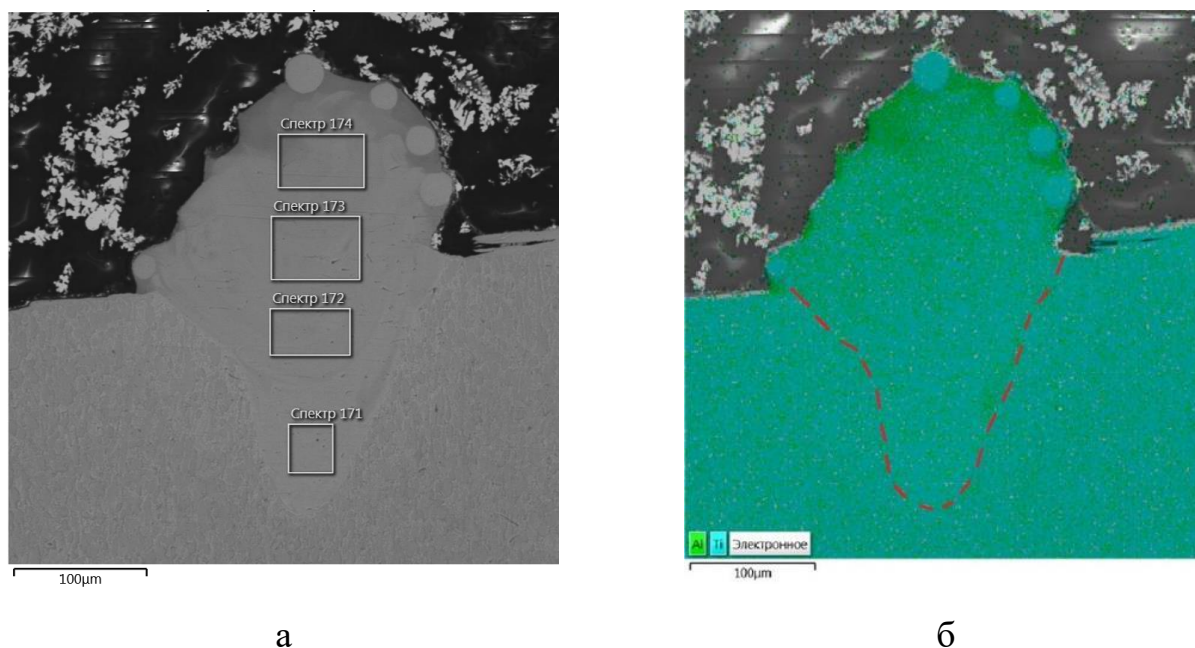
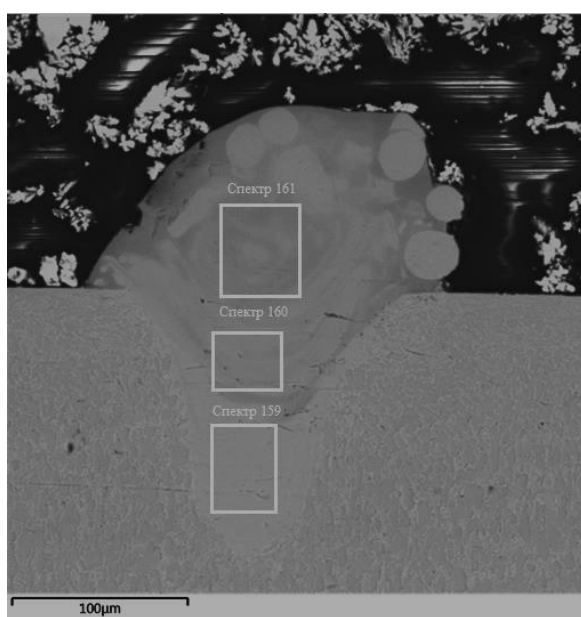


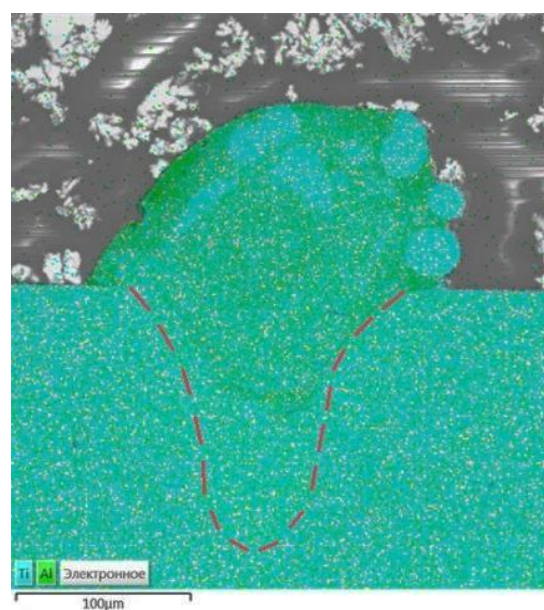
Рисунок 40 – Изображение трека в поперечном сечении с указанием EDS-участков (а), карта распределения элементов (б) при режиме сканирования P=100 Вт и V=100 мм/с.

Таблица 27 – Результаты МРСА при мощности лазера 100 Вт и скорости сканирования 100 мм/с

| Спектр | Элемент | Содержание (ат. %) |
|--------|---------|--------------------|
| 171    | Ti      | 11,4               |
|        | Al      | 88,6               |
| 172    | Ti      | 12,4               |
|        | Al      | 87,6               |
| 173    | Ti      | 18,68              |
|        | Al      | 81,32              |
| 174    | Ti      | 27,09              |
|        | Al      | 72,91              |



а



б

Рисунок 41 – Изображение трека в поперечном сечении с указанием EDS-участков (а), карта распределения элементов (б) при режиме сканирования P=100 Вт и V=200 мм/с.

Таблица 28 – Результаты МРСА при режиме сканирования P=100 Вт и V=200 мм/с

| Спектр | Элемент | Содержание (ат. %) |
|--------|---------|--------------------|
| 159    | Ti      | 88,6               |
|        | Al      | 11,4               |
| 160    | Ti      | 87,5               |
|        | Al      | 12,5               |
| 161    | Ti      | 81,32              |
|        | Al      | 18,68              |

Как видно из рисунка 41 (б), увеличение скорости сканирования привело к более неоднородному распределению элементов в бассейне расплава. Содержание алюминия по высоте трека при этом практически не меняется по сравнению со скоростью сканирования 100 мм/с и составляет от 11,73 до 27,6 (ат. %).

### 5.1.3 Микротвердость

На всех полученных треках были измерены значения микротвердости по методу Виккерса при нагрузке 100 г и времени выдержки 10 секунд. Полученные результаты представлены на рисунке 42.

Измеренные значения микротвердости треков примерно равны и составляют  $500 \pm 20$  HV. По величине микротвердости можно сделать вывод, что в процессе селективного лазерного плавления образовались интерметаллиды, так как твердость чистого титана составляет порядка 180 HV, а алюминия около 40 HV.

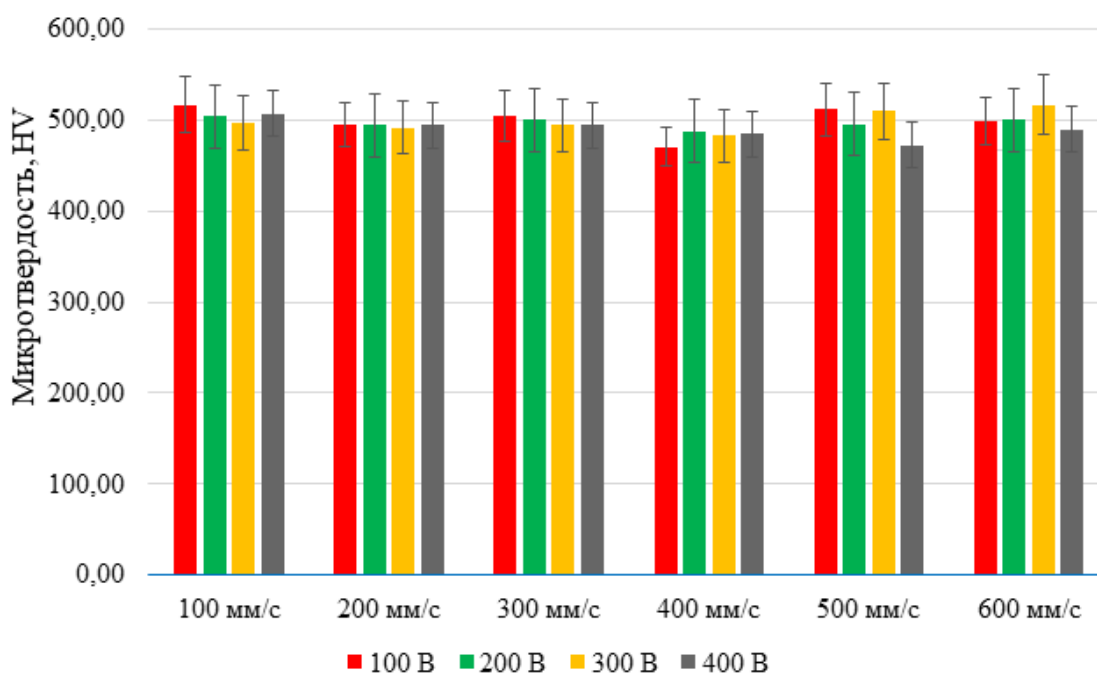


Рисунок 42 – График зависимости микротвердости HV от параметров СЛП для единичных треков.

## 5.2 Исследование компактных образцов из смеси Ti-50Al

### 5.2.1 Исследование микроструктуры компактных образцов из смеси Ti-50Al

Для исследования влияния параметров селективного лазерного плавления при печати компактных образцов размером 5x5x5 мм значения исследуемых параметров СЛП были расширены (таблица 29). Толщина наносимого слоя порошка для всех режимов составляла 30 мкм. Расстояние между дорожками равнялось 100 мкм. Подложка с напечатанными образцами представлена на рисунке 43.

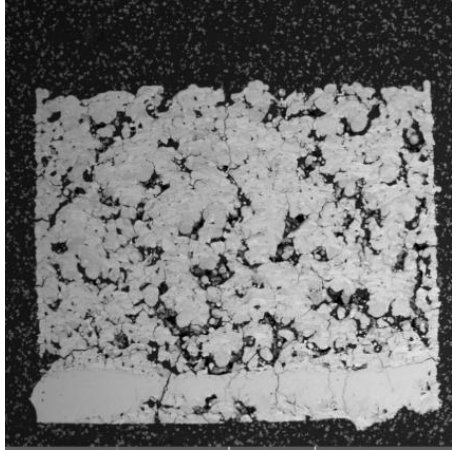
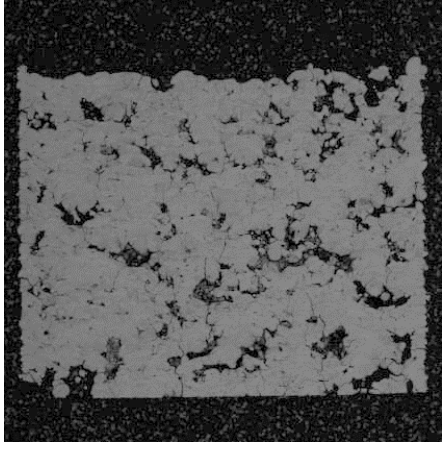
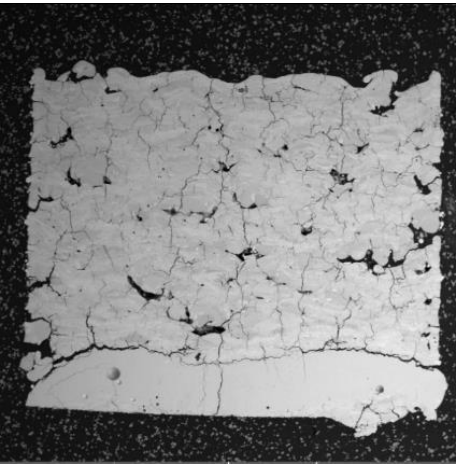
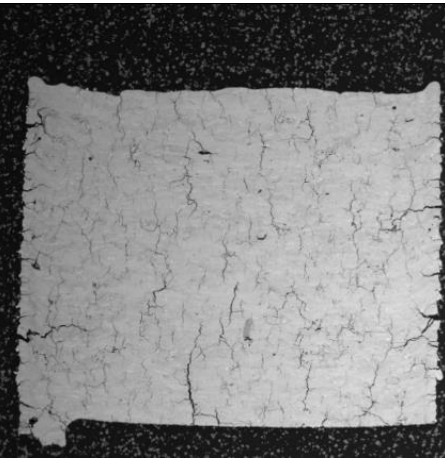
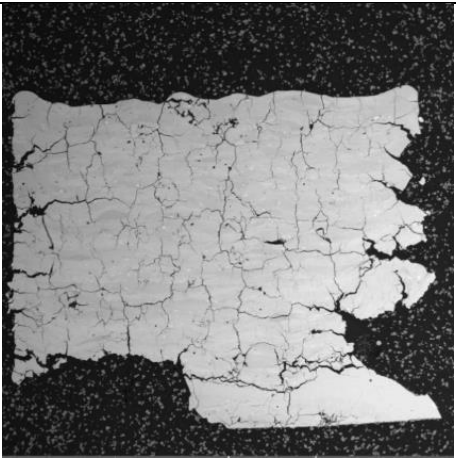
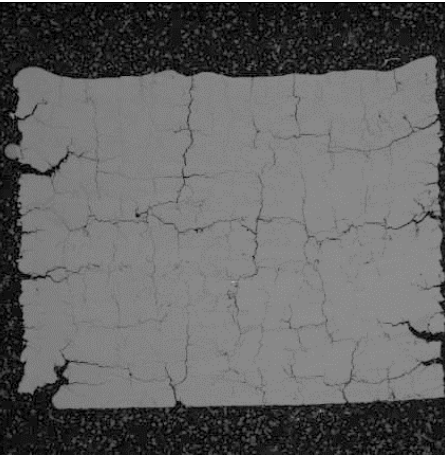
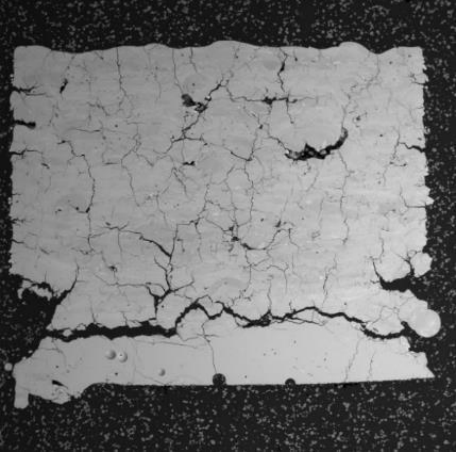
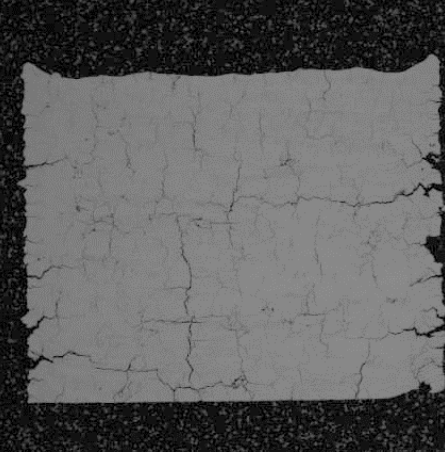


Рисунок 43 – Образцы из смеси Ti-50Al (ат. %) на подложке из ВТ6.

Таблица 29 – Режимы печати СЛП для образцов из смеси Ti50Al (ат. %)

| №  | Мощность,<br>Вт | Скорость,<br>мм/с | h,<br>мкм | Плотность<br>энергии,<br>Дж/мм <sup>3</sup> | №  | Мощность,<br>Вт | Скорость,<br>мм/с | h,<br>мкм | Плотность<br>энергии,<br>Дж/мм <sup>3</sup> |
|----|-----------------|-------------------|-----------|---------------------------------------------|----|-----------------|-------------------|-----------|---------------------------------------------|
| 1  | 2               | 3                 | 4         | 5                                           | 6  | 7               | 8                 | 9         | 10                                          |
| 1  | 50              | 417               | 100       | 39,97                                       | 16 | 200             | 1667              | 100       | 39,99                                       |
| 2  | 50              | 208               | 100       | 80,13                                       | 17 | 200             | 833               | 100       | 80,03                                       |
| 3  | 50              | 139               | 100       | 119,90                                      | 18 | 200             | 556               | 100       | 119,90                                      |
| 4  | 50              | 104               | 100       | 160,26                                      | 19 | 200             | 417               | 100       | 159,87                                      |
| 5  | 50              | 83                | 100       | 200,80                                      | 20 | 200             | 333               | 100       | 200,20                                      |
| 6  | 100             | 833               | 100       | 40,02                                       | 21 | 250             | 2083              | 100       | 40,01                                       |
| 7  | 100             | 417               | 100       | 79,94                                       | 22 | 250             | 1024              | 100       | 81,38                                       |
| 8  | 100             | 278               | 100       | 119,90                                      | 23 | 250             | 694               | 100       | 120,08                                      |
| 9  | 100             | 208               | 100       | 160,26                                      | 24 | 250             | 521               | 100       | 159,95                                      |
| 10 | 100             | 167               | 100       | 199,60                                      | 25 | 250             | 417               | 100       | 199,84                                      |
| 11 | 150             | 1250              | 100       | 40,00                                       | 26 | 300             | 2500              | 100       | 40,00                                       |
| 12 | 150             | 625               | 100       | 80,00                                       | 27 | 300             | 1250              | 100       | 80,00                                       |
| 13 | 150             | 417               | 100       | 119,90                                      | 28 | 300             | 833               | 100       | 120,05                                      |
| 14 | 150             | 313               | 100       | 159,74                                      | 29 | 300             | 625               | 100       | 160,00                                      |
| 15 | 150             | 250               | 100       | 200,00                                      | 30 | 300             | 500               | 100       | 200,00                                      |

По выбранным 30 режимам печати, было получено 14 образцов. Однако в процессе отделения от подложки образцов произошло их разрушение из-за недостаточной прочности. Оставшиеся 10 образцов, которые соответствуют мощностям 50 и 100 Вт при различных скоростях сканирования были исследованы. Поперечные сечения полученных образцов представлены на рисунке 44.

| E, Дж/мм <sup>3</sup> | P=50 ВТ                                                                             | P=100ВТ                                                                              |
|-----------------------|-------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------|
| 40                    |    |    |
| 80                    |   |   |
| 120                   |  |  |
| 160                   |  |  |

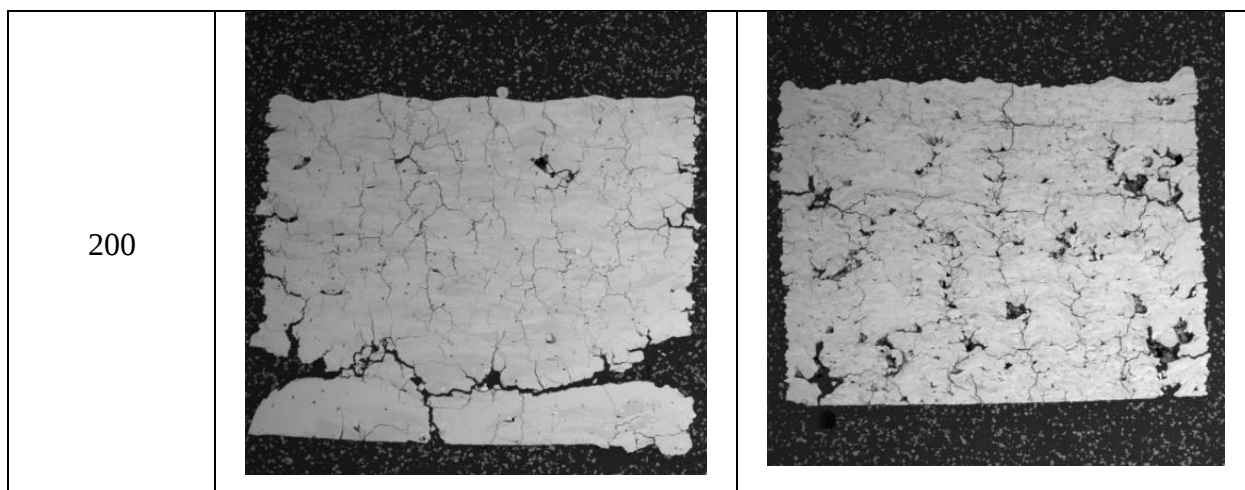


Рисунок 44 – Поперечные сечения образцов из смеси Ti-50Al при варьируемых параметрах СЛП, СЭМ.

Как видно из рисунка 44 в образцах, полученных с использованием мощности лазера 50 Вт, из-за низкой плотности энергии равной  $40 \text{ Дж/мм}^3$ , а также в образце полученному при мощности лазера 100 Вт, что соответствует плотности энергии  $80 \text{ Дж/мм}^3$  наблюдается повышенная пористость, а также большое количество нерасплавленных частиц титана. Из-за неустойчивого течения расплава в ванне, вызванного слишком высокой скоростью сканирования при данной мощности лазера привело к образованию на поверхности треков дефектов в виде шариков (см. рис 45), которые препятствовали равномерному нанесению последующих слоев порошка. Дальнейшее увеличение плотности энергии при мощности 50 Вт позволило снизить пористость образцов. Из-за высоких термических напряжений в образцах наблюдаются сквозные трещины через всю поверхность, перпендикулярно направлению построения. Так как печать проходила без дополнительного подогрева платформы, возникновение данных трещин можно объяснить тем, что при печати первых слоев проходил нагрев платформы лазером. По мере построения и увеличения высоты образца возникал температурный градиент, в результате чего в определенный момент из-за термических напряжений произошло растрескивание образца.

Плотность энергии  $80 \text{ Дж/мм}^3$  в случае использования лазера мощностью 100 Вт позволила избежать возникновения пористости. Однако при данном режиме наблюдается неполное расплавление частиц титанового порошка (рисунок 46).

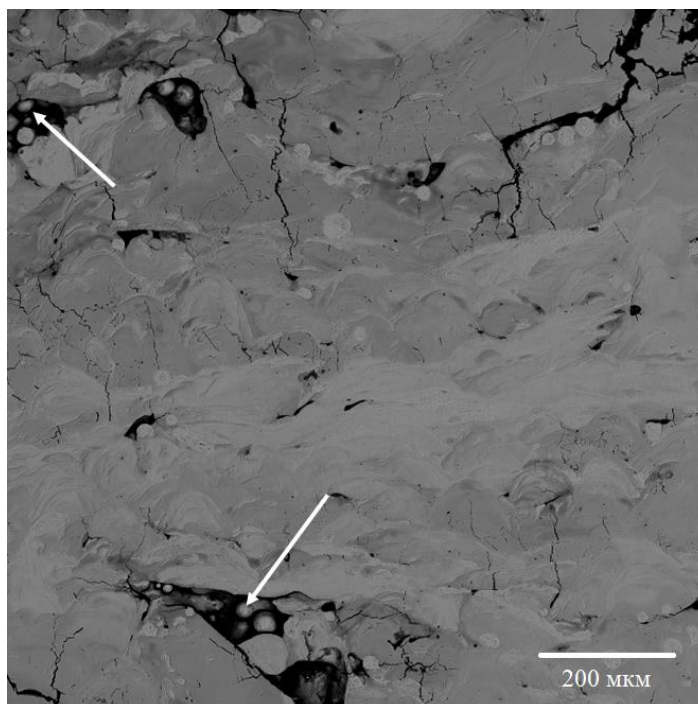


Рисунок 45 – Изображение образца с указанием стрелками дефектов в виде шариков, СЭМ.

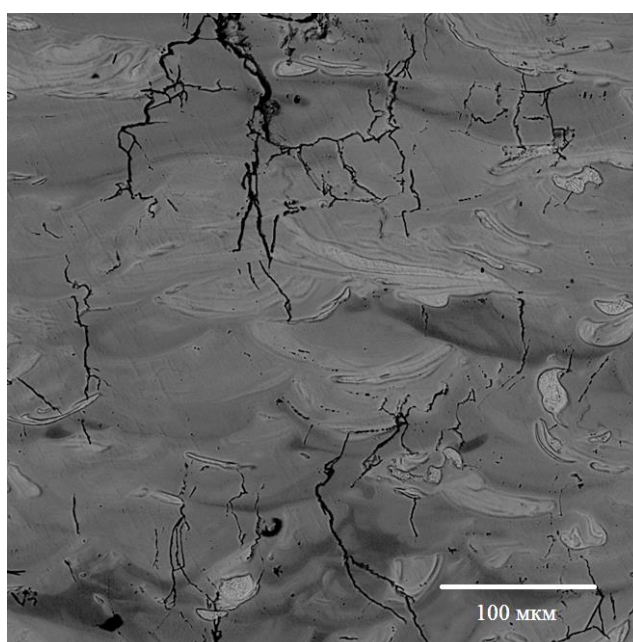


Рисунок 46 – Микроструктура образца с нерасплавленными частицами титана, СЭМ.

Увеличение плотности энергии до 120 и 160 Дж/мм<sup>3</sup> что соответствует мощности 100 Вт и скорости 278 и 208 мм/с соответственно уменьшило количество нерасплавленных частиц титана и позволило избавиться от пористости в полученных образцах (рисунок 47).

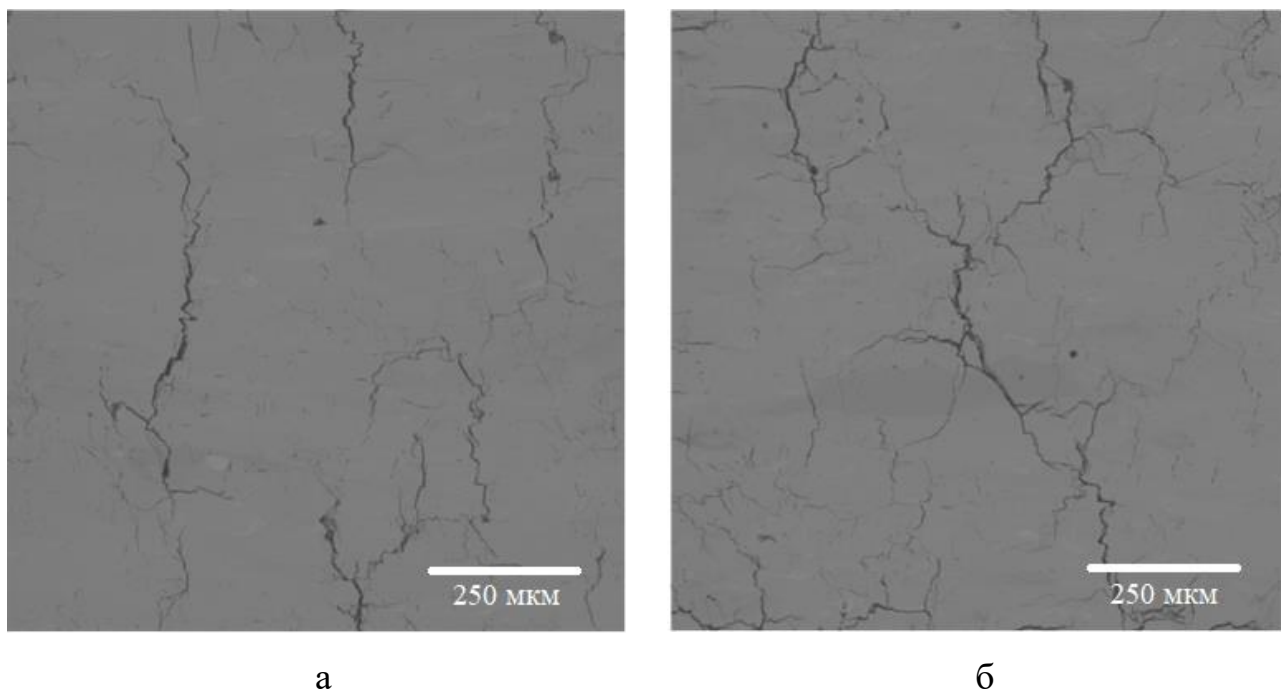


Рисунок 47 – Микроструктура образцов полученных при P=100Вт и скорости 278 мм/с (а) и 208 мм/с (б), соответственно. СЭМ

Результаты карт распределения элементов в образцах полученных при P=100Вт и скорости 278 мм/с (а) и 208 мм/с (б) указывают на относительно однородное распределение элементов в данных образцах (рисунок 48).

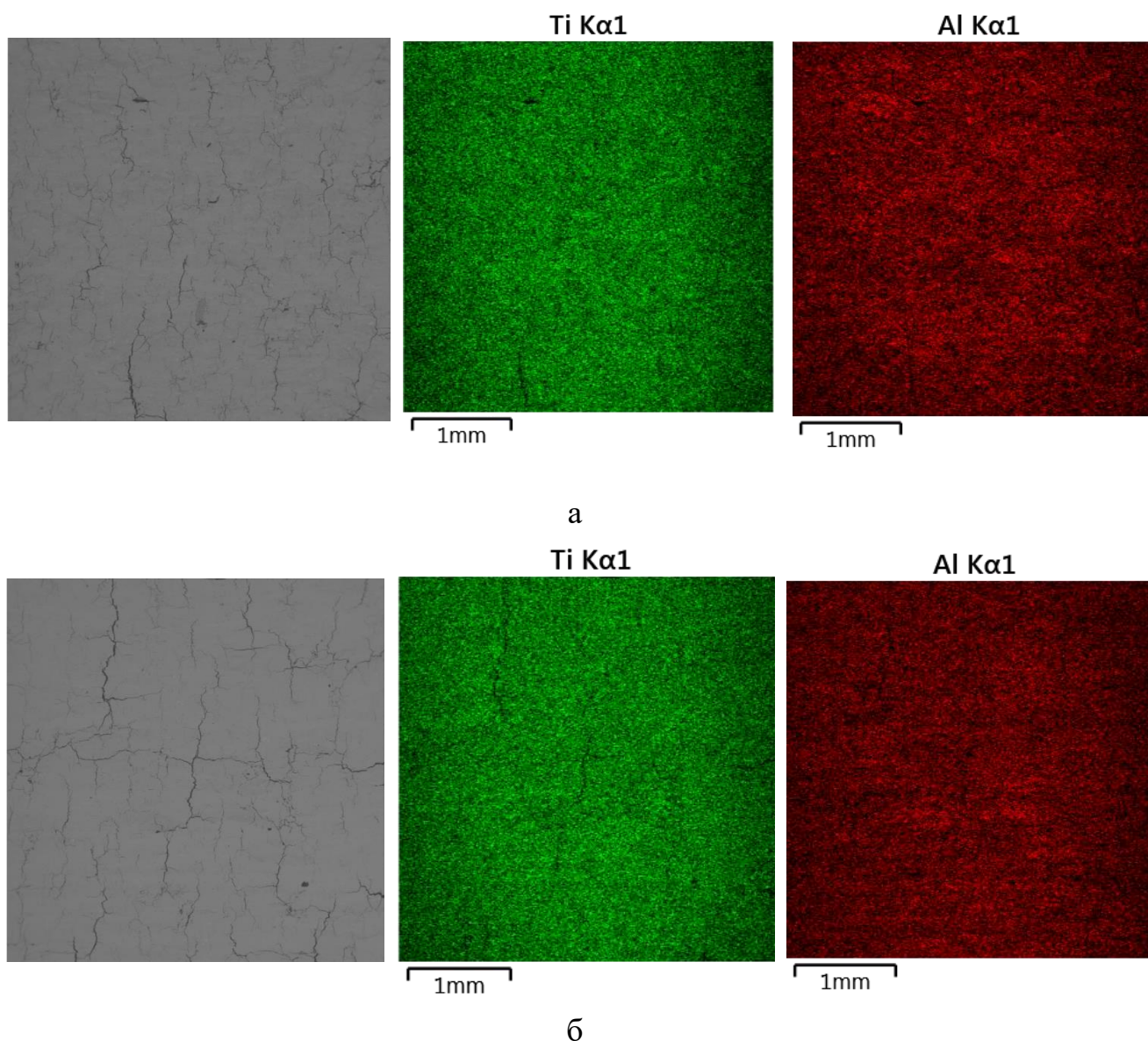


Рисунок 48 – Карты распределения элементов в образцах полученных при  $P=100\text{Вт}$  и скорости  $278\text{ мм/с}$  (а) и  $208\text{ мм/с}$  (б)

Данные МРСА (рисунок 49, 50) для указанных режимов показали пониженное содержание Al которое составило порядка 45 (ат. %). Скорее всего это связано с потерями в процессе СЛП, которые нужно учитывать при подборе параметров. При этом в отдельных областях наблюдаются участки с повышенным содержанием титана, что свидетельствует о локальном неоднородном сплавлении порошка. Повышение объемной плотности энергии приводит к еще большему снижению содержания алюминия.

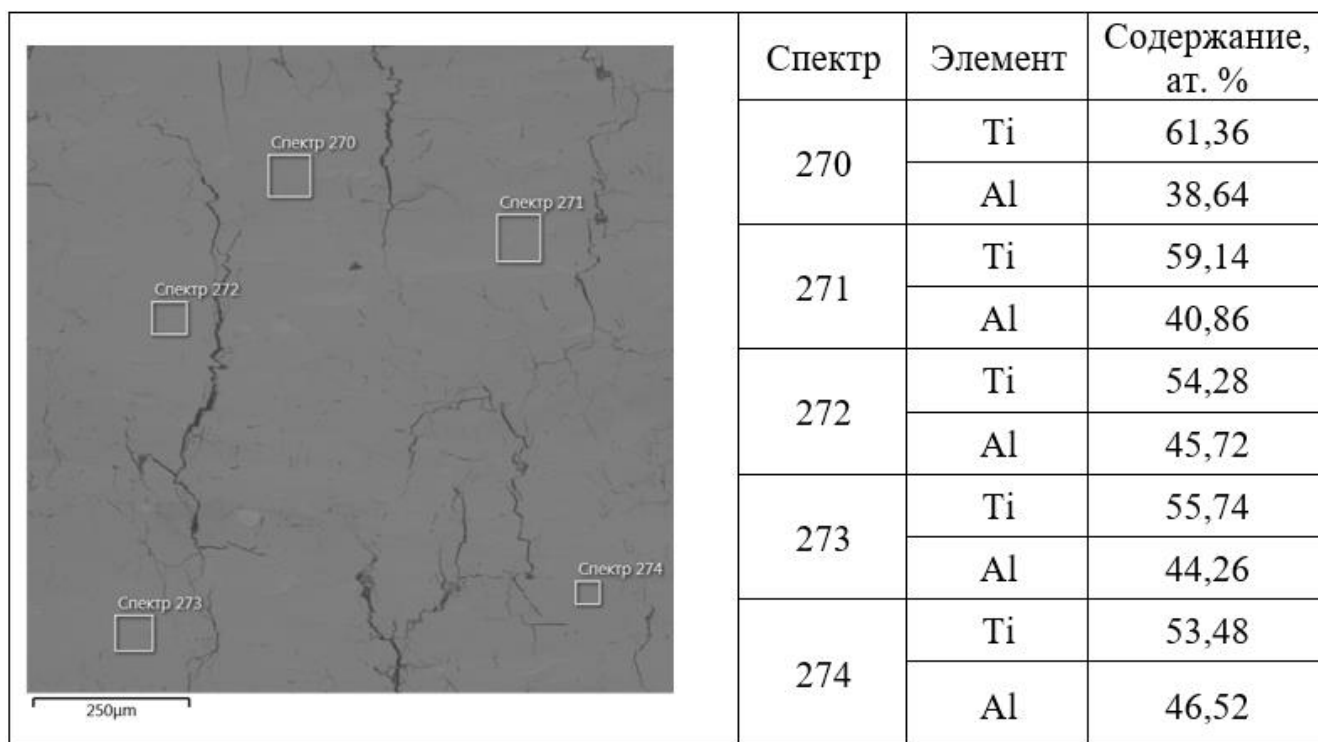


Рисунок 49 – Изображение с указанием EDS участков образца, полученного при мощности лазера 100 Вт и скорости сканирования 278 мм/с.

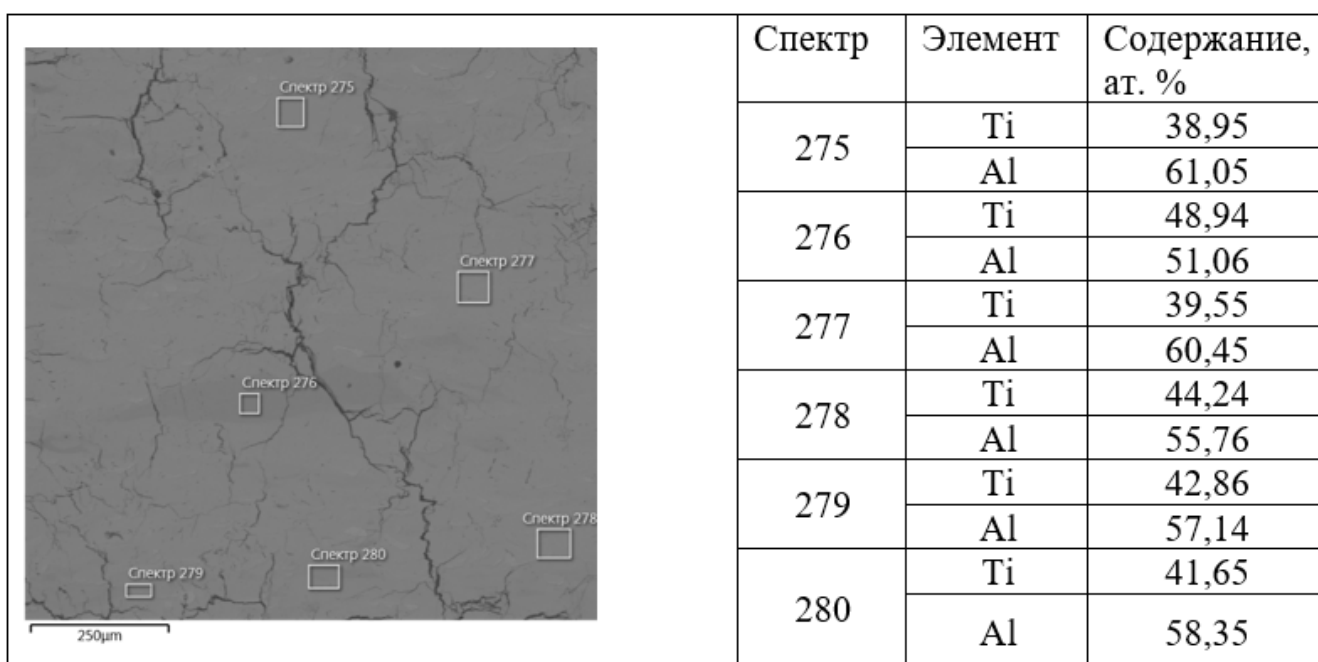


Рисунок 50 – Изображение с указанием EDS участков образца, полученного при мощности лазера 100 Вт и скорости сканирования 208 мм/с.

### 5.2.2 Микротвердость

На полученных образцах были измерены значения микротвёрдости. На образцах, полученных при мощности лазера 100 Вт и скорости сканирования 278 и 208 мм/с значения микротвердости составили  $526 \pm 15$  HV и  $531 \pm 17$  HV соответственно. Для сравнения значение микротвердости в образцах из сплава Ti6Al4V составляет  $383,16 \pm 10,62$  HV [54].

### ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5

В данной главе представлены результаты исследования процесса технологии синтеза двойного титанового гамма сплава Ti-50Al при использовании механической смеси, состоящей из элементарных порошков титана и алюминия.

1. Варьирование мощности и скорости лазера оказывают сильное влияние при получении единичных треков из смеси Ti-50Al. Сочетание низкой мощности 100 Вт и скорости сканирования выше 400 мм/с приводит к формированию нестабильных и прерывающихся треков. При данных режимах было отмечено формирования на поверхности треков дефектов в виде шариков.

2. Использовании мощности от 200 Вт и выше привело к формированию треков в виде «замочной скважины». В результате чего в поперечном сечении трека были обнаружены газовые поры.

3. Использование материала из сплава ВТ6 в качестве подложки приводит к изменению содержания Al при печати единичных треков.

4. Значение объемной плотности энергии при селективном лазерном плавлении оказывает значительное влияние на состав и микроструктуру в полученных образцах. С ее увеличением в образцах снижается содержание алюминия. При этом увеличивается равномерность проплавления порошковой смеси, как результат снижается количество нерасплавленных титановых частиц. При значениях объемной плотности энергии равной  $55 \text{ Дж/мм}^3$  микроструктура сплава состоит из твердого раствора Ti, Al и нерасплавленных частиц Ti.

5. Значения микротвердости для образцов полученных при мощности 100 Вт и скорости 278 и 208 мм/с составила  $526 \pm 15$  HV и  $531 \pm 17$  HV соответственно.

## 6 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ СПЛАВА Ti-45Al-5Nb

Процесс получения сплава Ti-45Al-5Nb (ат. %) осуществлялся непосредственно при печати в ходе селективного лазерного плавления. Исходным материалом для печати использовалась смесь из элементарных порошков. Проведена отработка технологических режимов печати единичных треков, а также компактных образцов методом СЛП, а также исследование морфологии, состава, структуры и свойств образцов в зависимости от режимов СЛП и термообработки.

Для получения механических смесей использовались элементарные порошки Ti (BT1-00), Al (чистота 99,7 %), Nb (чистота 99,8 %). Исходные порошки в соотношении состава сплава Ti45Al5Nb перемешивались в течение 12 часов. Изображение полученной порошковой смеси в режиме обратно-отраженных электронов представлено на рисунке 51. В порошковой смеси наблюдается равномерное распределение отдельных компонентов. Полученная порошковая смесь имеет следующие гранулометрические состав:  $d_{10} = 14.2$  мкм,  $d_{50} = 45.1$  мкм,  $d_{90} = 90.3$  мкм.

Процесс СЛП проводили на установке SLM Solutions SLM 280HL. Был проведен эксперимент с варьированием значений мощности лазера, скорости сканирования. Используемые значения параметров приведены в таблице 30. С использованием различных параметров селективного лазерного плавления было получено 60 единичных треков, из которых 48 были получены с использованием повторного переплава (рисунок 52), а также 10 компактных образцов размером 5x5x5 мм. Толщина наносимого слоя порошка оставалась постоянной для всех режимов и составляла 30 мкм.

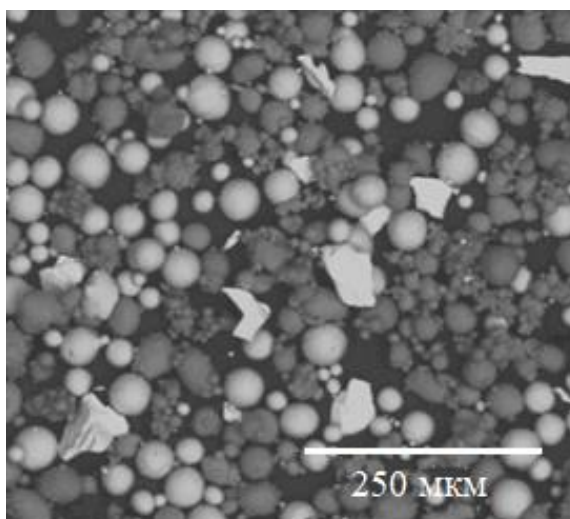


Рисунок 51 – Механическая смесь элементарных порошков Ti-45Al-5Nb (ат. %), СЭМ.

Таблица 30 – Режимы печати СЛП для единичных треков из смеси Ti45Al5Nb

| №  | P <sub>0</sub> ,<br>Вт | V,<br>мм/с | Плотность<br>энергии,<br>Дж/мм <sup>2</sup> | №  | Повторный переплав |                                           |    |                                           |    |                                           |    |                                        |
|----|------------------------|------------|---------------------------------------------|----|--------------------|-------------------------------------------|----|-------------------------------------------|----|-------------------------------------------|----|----------------------------------------|
|    |                        |            |                                             |    | V,<br>мм/с         | P <sub>1</sub> =0,7P <sub>0</sub> ,<br>Вт | №  | P <sub>2</sub> =0,8P <sub>0</sub> ,<br>Вт | №  | P <sub>3</sub> =0,9P <sub>0</sub> ,<br>Вт | №  | P <sub>4</sub> =P <sub>0</sub> ,<br>Вт |
| 1  | 100                    | 200        | 16,67                                       | 1  | 100                | 70                                        | 1  | 80                                        | 1  | 90                                        | 1  | 100                                    |
| 2  | 100                    | 250        | 13,33                                       | 2  | 100                | 70                                        | 2  | 80                                        | 2  | 90                                        | 2  | 100                                    |
| 3  | 100                    | 300        | 11,11                                       | 3  | 100                | 70                                        | 3  | 80                                        | 3  | 90                                        | 3  | 100                                    |
| 4  | 125                    | 325        | 12,82                                       | 4  | 125                | 87,5                                      | 4  | 100                                       | 4  | 112,5                                     | 4  | 125                                    |
| 5  | 125                    | 375        | 11,11                                       | 5  | 125                | 87,5                                      | 5  | 100                                       | 5  | 112,5                                     | 5  | 125                                    |
| 6  | 125                    | 425        | 9,80                                        | 6  | 125                | 87,5                                      | 6  | 100                                       | 6  | 112,5                                     | 6  | 125                                    |
| 7  | 150                    | 450        | 11,11                                       | 7  | 150                | 105                                       | 7  | 120                                       | 7  | 135                                       | 7  | 150                                    |
| 8  | 150                    | 500        | 10,00                                       | 8  | 150                | 105                                       | 8  | 120                                       | 8  | 135                                       | 8  | 150                                    |
| 9  | 175                    | 525        | 11,11                                       | 9  | 175                | 122,5                                     | 9  | 140                                       | 9  | 157,5                                     | 9  | 175                                    |
| 10 | 175                    | 575        | 10,14                                       | 10 | 175                | 122,5                                     | 10 | 140                                       | 10 | 157,5                                     | 10 | 175                                    |
| 11 | 200                    | 625        | 10,67                                       | 11 | 200                | 140                                       | 11 | 160                                       | 11 | 180                                       | 11 | 200                                    |
| 12 | 200                    | 675        | 9,88                                        | 12 | 200                | 140                                       | 12 | 160                                       | 12 | 180                                       | 12 | 200                                    |

## 6.1 Исследование единичных треков из смеси Ti-45Al-5Nb

### 6.1.1 Морфология единичных треков

На рисунках 52, 53 представлена морфология поверхности единичных треков при различных параметрах сканирования. В таблице 31 приведены результаты измерений размеров треков в поперечном сечении. Изображения серии единичных треков показывают, что изменение параметров селективного лазерного спекания оказывают значительное влияние на морфологию конечных треков. При мощности лазера 100 Вт и скорости сканирования 200 мм/с трек получился стабильным. По краям трека видны небольшие капли металла, выплеснувшегося из бассейна в процессе расплавления порошка. Ширина дорожки составила 189,6 мкм, а глубина 152 мкм. Увеличение скорости сканирования до 250 мм/с привело к увеличению ширины трека на 10 мкм и уменьшению глубины проплавления подложки на 46,5 мкм. При этом ширина трека становится непостоянной по длине [97]. В нескольких местах трековая дорожка сужается. Дальнейшее увеличение скорости сканирования не привело к значительным изменениям геометрических размеров трека. При этом на поверхности возникли дефекты в виде шариков [98], а количество застывших капель металла по краям трека увеличилось. При мощности лазера 125 Вт и скорости сканирования 325 мм/с ширина трека составила 179 мкм при глубине 124 мкм. Увеличение скорости сканирования до 425 мм/с уменьшило глубину проплавления на 30 мкм. Сочетание мощности 150 Вт и скорости 450 Вт позволило получить стабильный трек с шириной и глубиной 194,8 мкм и 116,2 мкм соответственно. С возрастанием скорости сканирования на дорожках треков появились дефекты в виде образовавшихся на поверхности шариков, а также неоднородной поверхности дорожки треков в виде наслоения из-за достаточно высокой скорости сканирования. С сочетанием мощности 175 Вт и скоростей 525 мм/с и 575 мм/с по позволило получить стабильные треки. На треках также наблюдаются дефекты в виде шариков и искажения треков по длине [99, 100].

|              | Режим                                                                                |   |   |   |   |   |   |   |   |    |    |    |
|--------------|--------------------------------------------------------------------------------------|---|---|---|---|---|---|---|---|----|----|----|
|              | 1                                                                                    | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 | 12 |
| $P_0$        |    |   |   |   |   |   |   |   |   |    |    |    |
| $P_1=0,7P_0$ |    |   |   |   |   |   |   |   |   |    |    |    |
| $P_2=0,7P_0$ |   |   |   |   |   |   |   |   |   |    |    |    |
| $P_3=0,7P_0$ |  |   |   |   |   |   |   |   |   |    |    |    |
| $P_4=0,7P_0$ |  |   |   |   |   |   |   |   |   |    |    |    |

Рисунок 52 – Изображение полученных треков из смеси Ti-45Al-5Nb (ат. %) (вид сверху).

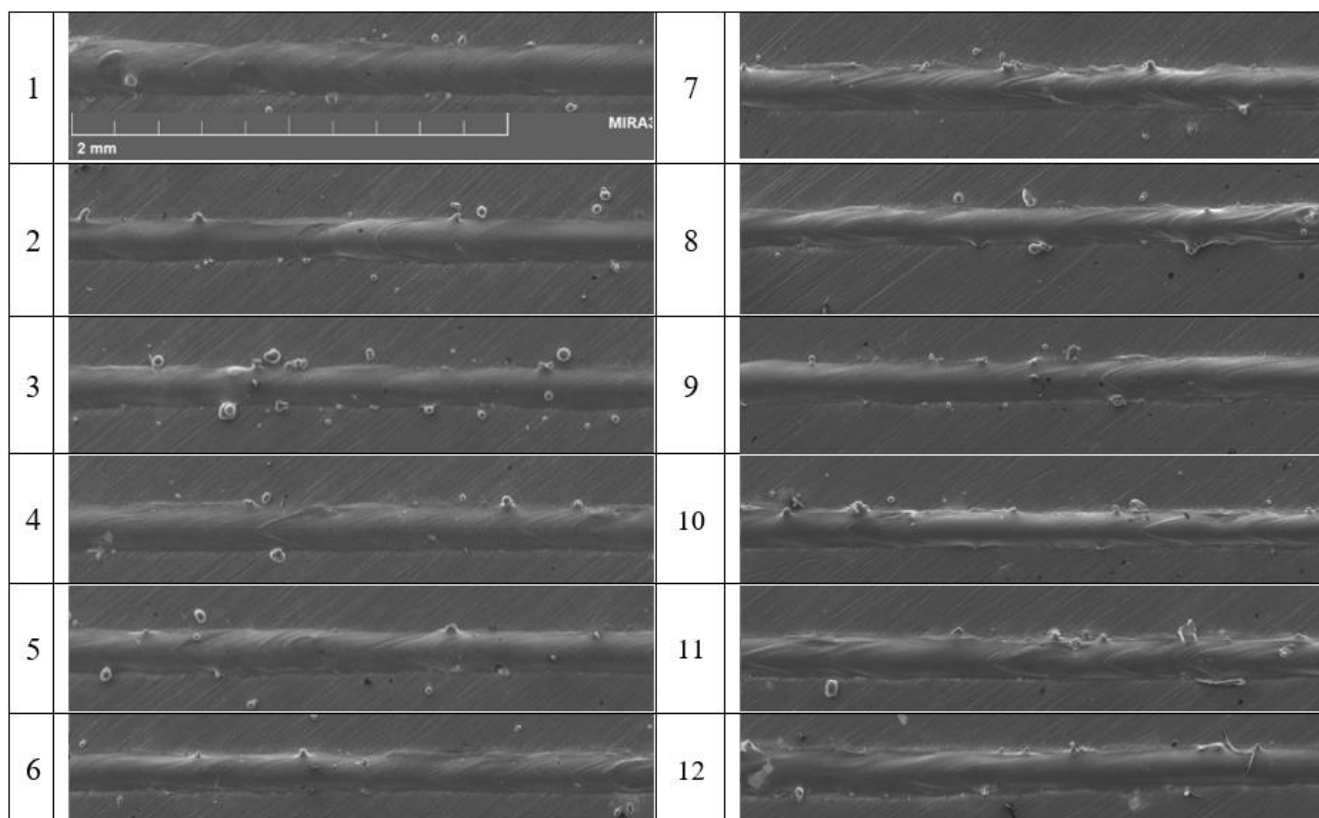


Рисунок 53 – Изображение единичных треков, полученных из смеси Ti-45Al-5Nb (ат. %) (вид сверху), СЭМ.

Таблица 31 – Размеры единичных треков из смеси Ti-45Al-5Nb

| №  | P, Вт | V, мм/с | Ширина, мкм | Глубина, мкм | Высота, мкм |
|----|-------|---------|-------------|--------------|-------------|
| 1  | 100   | 200     | 189,565     | 152,174      | 23,043      |
| 2  | 100   | 250     | 198,472     | 105,677      | 35,197      |
| 3  | 100   | 300     | 200,217     | 107,391      | 28,913      |
| 4  | 125   | 325     | 177,948     | 124,017      | 35,59       |
| 5  | 125   | 375     | 188,97      | 109,289      | 37,663      |
| 6  | 125   | 425     | 185,486     | 93,614       | 37,01       |
| 7  | 150   | 450     | 194,848     | 116,255      | 53,774      |
| 8  | 150   | 500     | 204,644     | 87,083       | 53,556      |
| 9  | 175   | 525     | 196,589     | 83,164       | 47,025      |
| 10 | 175   | 575     | 181,132     | 93,614       | 84,331      |
| 11 | 200   | 625     | 186,357     | 65,747       | 50,726      |
| 12 | 200   | 675     | 179,826     | 81,856       | 37,01       |

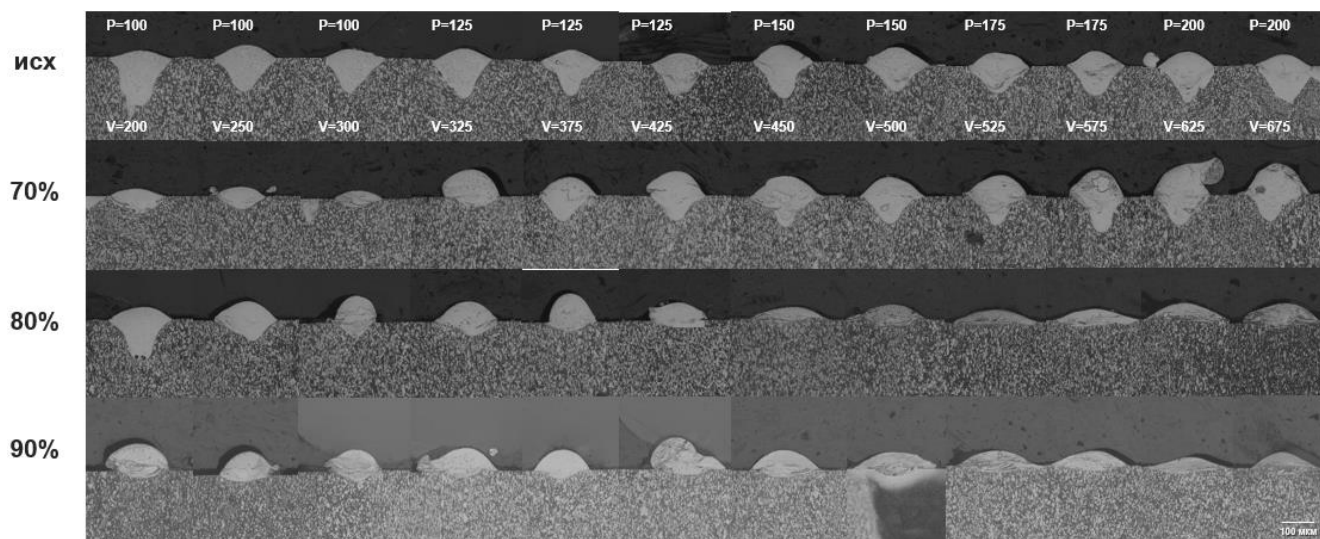


Рисунок 54 – Поперечное сечение треков из смеси Ti-45Al-5Nb (ат. %), СЭМ.

Установлено, что повторный переплав приводит к формированию дополнительных дефектов при печати единичных треков. В результате переплава при скорости сканирования 525 мм/с и мощности 122,5 Вт (70% от исходной) на поверхности треков наблюдаются наплывы и увеличивается разбрызгивание металла в виде капель по краям трека (рисунок 55).

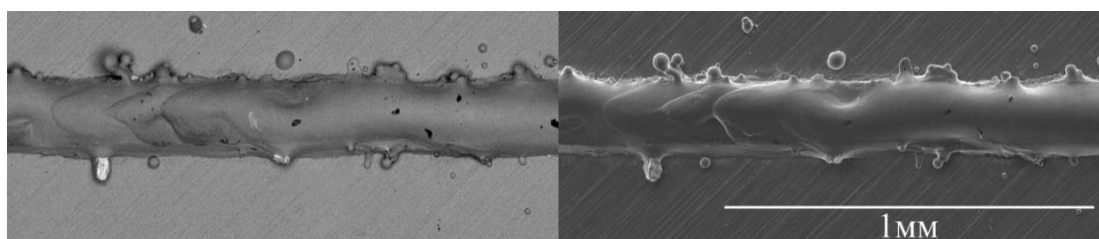


Рисунок 55 – Дефекты на поверхности трека в виде наплывов и разбрызгивания капель металла после повторного переплава 50 % от исходной мощности

Увеличение мощности до 140, 157,5 и 175 Вт (80 %, 90 % и 100 % соответственно) от исходной при повторном переплаве и скорости сканирования 525 мм/с привело к образованию дополнительных дефектов в виде трещин из-за возникших термических напряжений (рисунок 56).

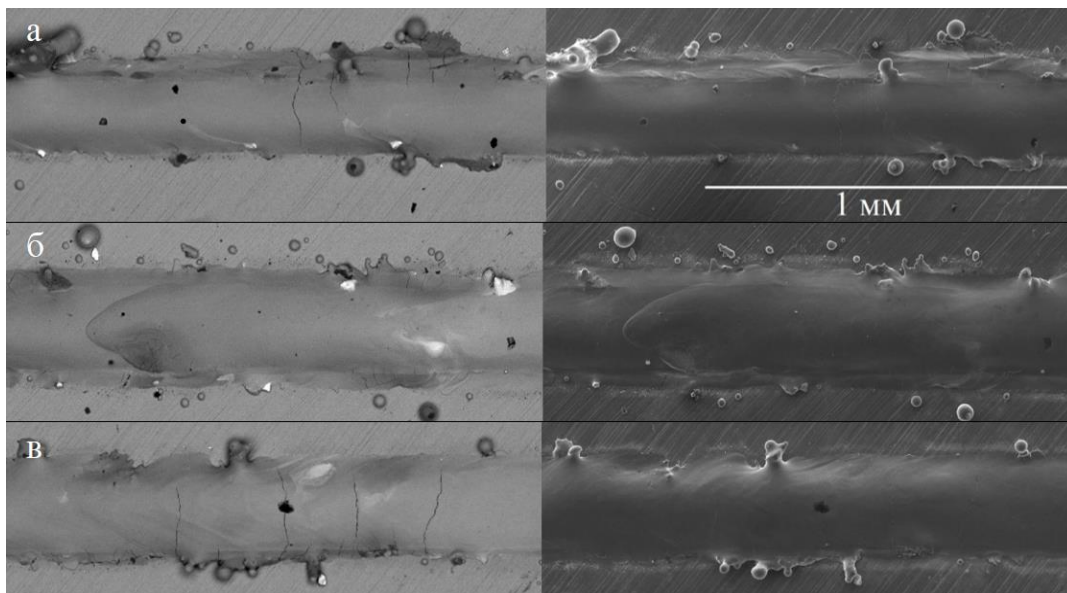


Рисунок 56 – Дефекты на поверхности треков в виде трещин после повторного переплава при мощности: а – 80 %; б – 90 %; в – 100 % от исходной соответственно, СЭМ.

#### 6.1.2 Микроструктура единичных треков

По результатам, полученным с помощью сканирующего электронного микроскопа, в частности по данным микрорентген спектрального анализа и карт распределения элементов можно сделать вывод о неоднородности распределения элементов, в частности ниобия. Как видно из рисунков 57, 58 концентрация алюминия, как и при печати образцов из двойного сплава Ti-50Al значительно отличается от исходного химического состава. При этом полученные значения содержание ниобия в единичных треках составляют не более 1,6 (ат. %). Это вызвано из-за неполного расплавления частиц порошка в процессе печати.

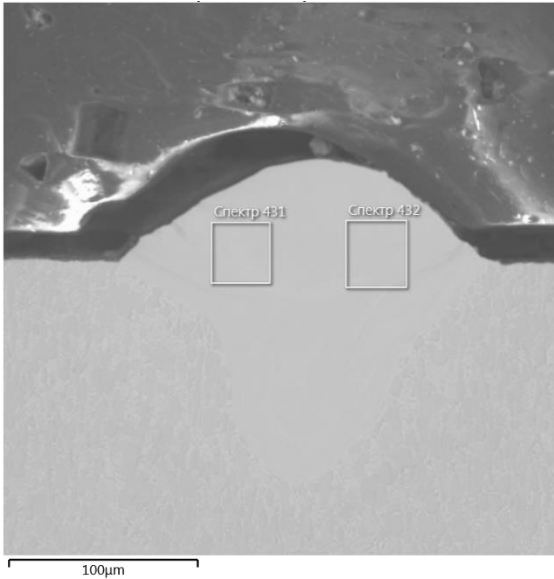
|  | Спектр | Элемент | Содержание,<br>(ат. %) |
|-----------------------------------------------------------------------------------|--------|---------|------------------------|
|                                                                                   | 431    | Ti      | 81,98                  |
|                                                                                   |        | Al      | 16,12                  |
|                                                                                   |        | Nb      | 1,9                    |
|                                                                                   | 432    | Ti      | 81,24                  |
|                                                                                   |        | Al      | 17,28                  |
|                                                                                   |        | Nb      | 1,49                   |

Рисунок 57 – Изображение с указанием EDS-участков трека из сплава Ti-45Al-5Nb полученного при мощности лазера 100 Вт и скорости сканирования 200 мм/с.

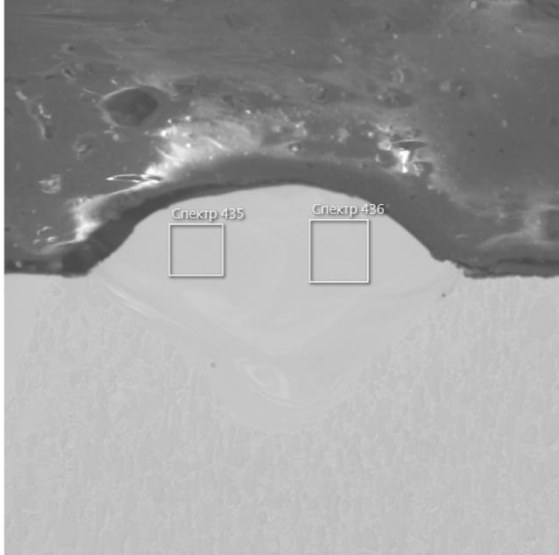
|  | Спектр | Элемент | Содержание,<br>(ат. %) |
|-------------------------------------------------------------------------------------|--------|---------|------------------------|
|                                                                                     | 435    | Ti      | 80,14                  |
|                                                                                     |        | Al      | 18,57                  |
|                                                                                     |        | Nb      | 1,29                   |
|                                                                                     | 436    | Ti      | 79,17                  |
|                                                                                     |        | Al      | 19,23                  |
|                                                                                     |        | Nb      | 1,6                    |

Рисунок 58 – Изображение с указанием EDS-участков трека из сплава Ti-45Al-5Nb полученного при мощности лазера 100 Вт и скорости сканирования 250 мм/с.

## 6.2 Исследование компактных образцов из смеси Ti-45Al-5Nb

Для получения компактных образцов из смеси Ti-45Al-5Nb были выбраны режимы печати представленные в таблице 32.

Таблица 32 – Режимы печати СЛП для образцов из смеси Ti-45Al-5Nb (ат. %)

| №  | P, Вт | V, мм/с | h, мкм | E, Дж/мм <sup>3</sup> |
|----|-------|---------|--------|-----------------------|
| 1  | 100   | 300     | 105    | 105,8                 |
| 2  | 125   | 325     | 105    | 122,1                 |
| 3  | 125   | 375     | 105    | 105,8                 |
| 4  | 125   | 425     | 105    | 93,4                  |
| 5  | 150   | 450     | 105    | 105,8                 |
| 6  | 150   | 500     | 105    | 95,2                  |
| 7  | 175   | 525     | 105    | 105,8                 |
| 8  | 175   | 575     | 105    | 96,6                  |
| 9  | 200   | 625     | 105    | 101,6                 |
| 10 | 200   | 675     | 105    | 94,1                  |

### 6.2.1 Исследование микроструктуры компактных образцов из смеси Ti-45Al-5Nb

В образцах, полученных при мощности лазера 100 Вт и плотности энергии 105,8 Дж/мм<sup>3</sup> были обнаружены дефекты в виде пор и трещин, а также присутствовали нерасплавленные частицы ниобия (рисунок 59а). Плотность образца при этом составила 92±2,3 %. Повышение плотности энергии до 122,1 Дж/мм<sup>3</sup> при мощности 125 Вт позволило добиться плотности образца 97±1,5 %. Однако в образце по-прежнему наблюдаются частицы Nb (рисунок 59б). В образцах из тройного сплава Ti-45Al- 5Nb также, как и в двойном гамма сплаве Ti-50Al наблюдаются трещины, возникшие из-за термических напряжений в результате селективного лазерного сплавления. Для их минимизации требуется

применение дополнительного нагрева платформы. Дальнейшее увеличение мощности лазера и скорости сканирования не дало положительных результатов, а лишь привело к образованию трещин и пор еще большего размера (рисунок 60). В приложении А представлены изображения микроструктуры образцов сплава Ti-45Al-5Nb (ат. %), а также результаты МРСА.

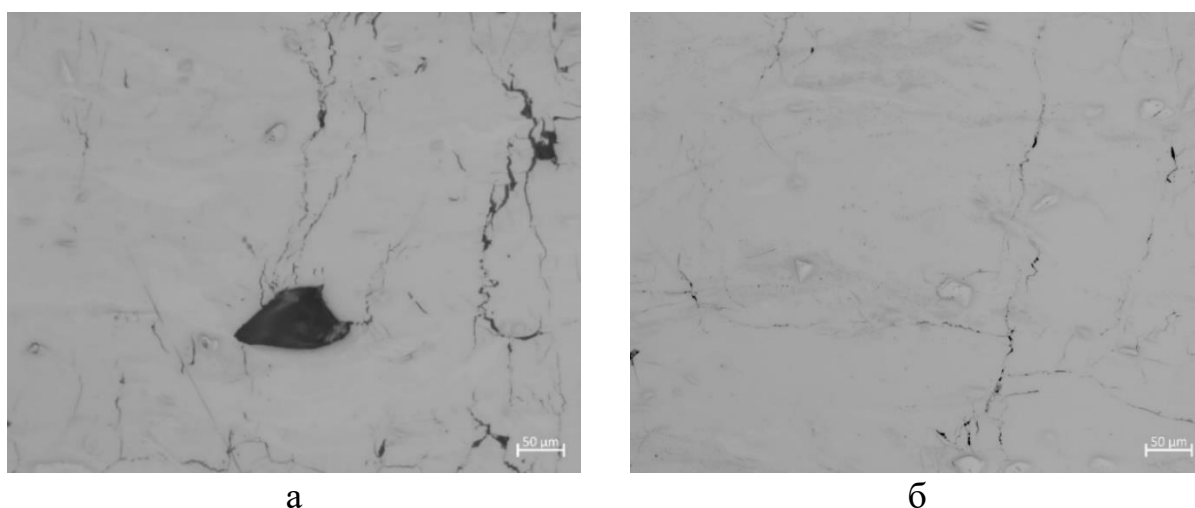


Рисунок 59 – Оптические изображения структуры образцов из сплава Ti-45Al-5Nb, полученных при мощности 100 Вт и плотности энергии 105,8 Дж/мм<sup>3</sup> (а) и мощности 125 Вт и плотности энергии 122,1 Дж/мм<sup>3</sup> (б) соответственно, СЭМ.

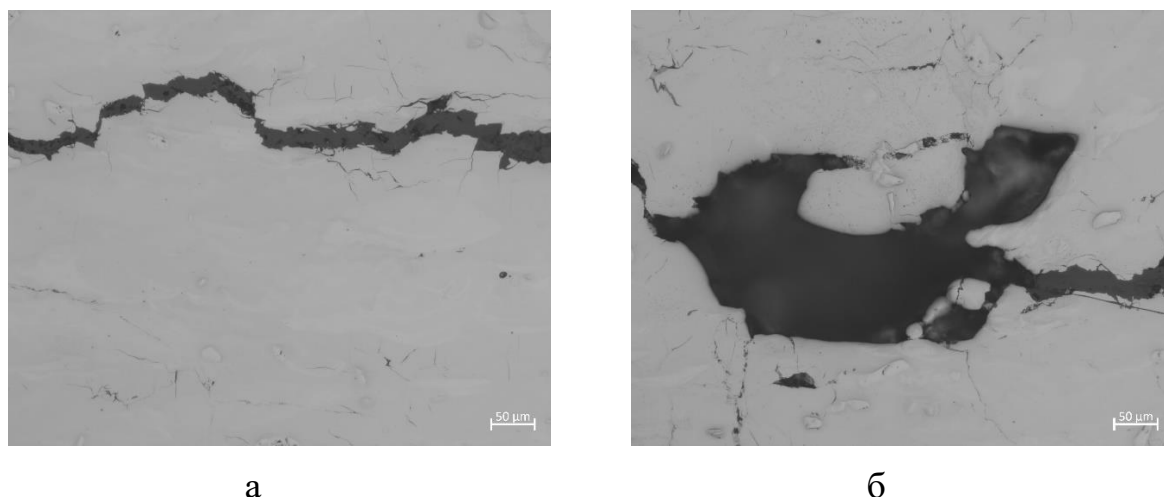


Рисунок 60 – Оптические изображения структуры образцов из сплава Ti-45Al-5Nb, полученных при мощности 150 Вт и плотности энергии 105,8 Дж/мм<sup>3</sup> (а) и мощности 175 Вт и плотности энергии 105,8 Дж/мм<sup>3</sup> (б) соответственно, СЭМ.

Проведение термической обработки образцов при температуре 1000 °С в течение 1 часа полученных при мощности лазера 125 Вт и плотности энергии 122,1; 105,8 и 93,4 Дж/мм<sup>3</sup> соответственно привело к частичному растворению частиц ниобия и формированию дуплексной структуры, состоящей из ( $\alpha_2 + \gamma$ ) колоний (рис. 61б). Результаты МРСА показывают увеличение содержания Nb после проведения термообработки с 2,37 до 2,99 (ат. %) (рисунок 62).

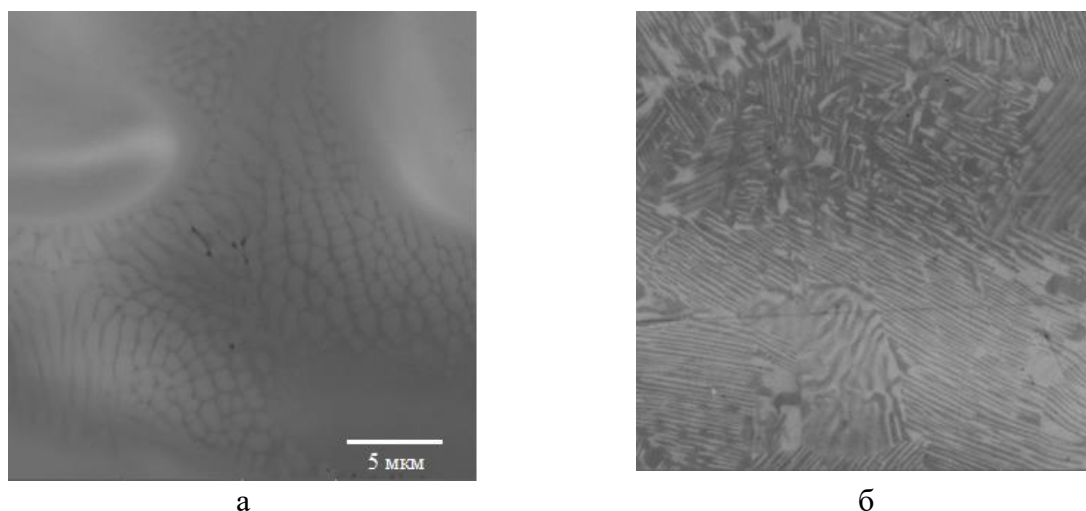


Рисунок 61 – Микроструктура образца без термообработки (а) и (б) после при 1000 °С, 1 час, СЭМ.

| Спектр | Элемент | Содержание, (ат. %) |
|--------|---------|---------------------|
|        |         |                     |
| 17     | Ti      | 49,32               |
|        | Al      | 48,75               |
|        | Nb      | 1,93                |
| 18     | Ti      | 46,32               |
|        | Al      | 52,65               |
|        | Nb      | 1,03                |
| 19     | Ti      | 37,53               |
|        | Al      | 61,21               |
|        | Nb      | 1,26                |
| 20     | Ti      | 41,57               |
|        | Al      | 56,06               |
|        | Nb      | 2,37                |

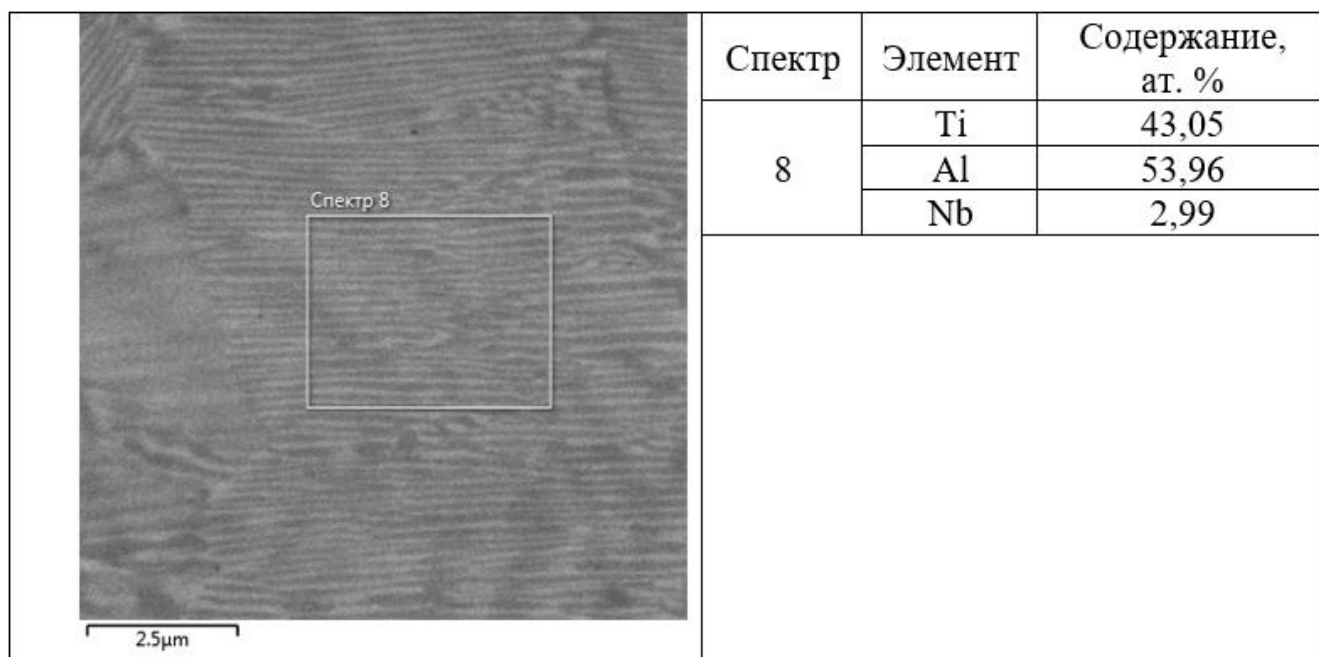


Рисунок 62 – Результаты МРСА образца после 1000 °С в течение 1 час полученного при мощности 125 Вт и плотности энергии 122 Дж/мм<sup>3</sup>.

В результате проведения термообработки при 1000 °С в течение 1 часа наблюдается растворение частиц Nb (рисунок 63). Можно предположить, что более длительное время выдержки при термообработке позволит частицам ниобия полностью раствориться.

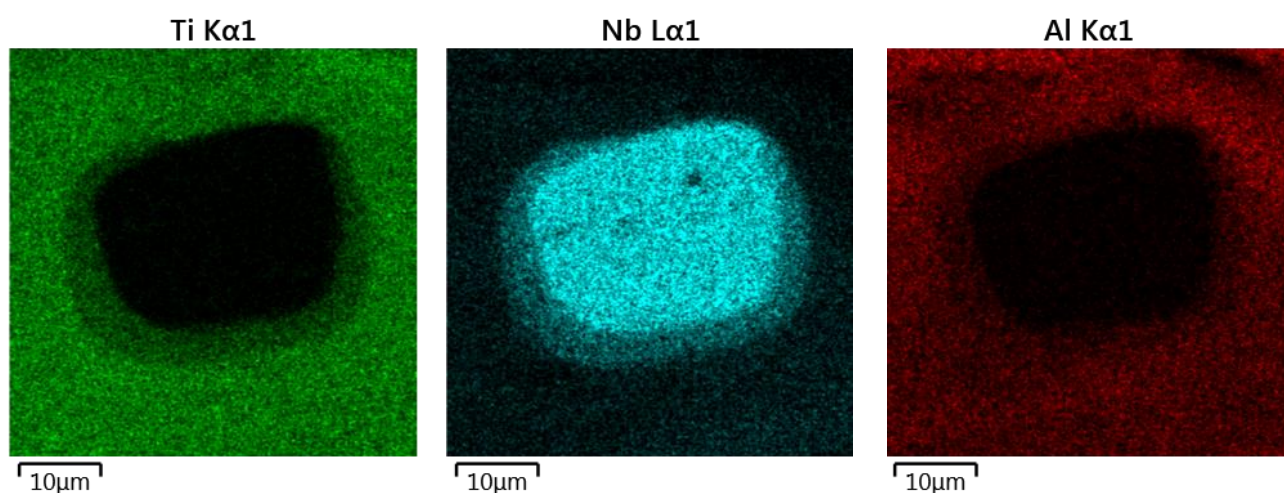


Рисунок 63 – Карты распределения элементов в образце из смеси Ti45Al5Nb.

### 6.2.2 Исследование компактных образцов из смеси Ti-45Al-5Nb после осаждения

Полученные по режимам №1, 2, 3, 7 (таблица 32) компактные образцы из тройного сплава Ti45Al5Nb подвергли двухкратному осаждению при температуре 1050 °С. На рисунке 64 представлен внешний вид образцов после испытаний.

Визуальный осмотр образцов не выявил видимых следов разрушения, из-за чего можно сделать вывод о том, что образцы, полученные после селективного лазерного сплавления, обладают высокой деформационной пластичностью.

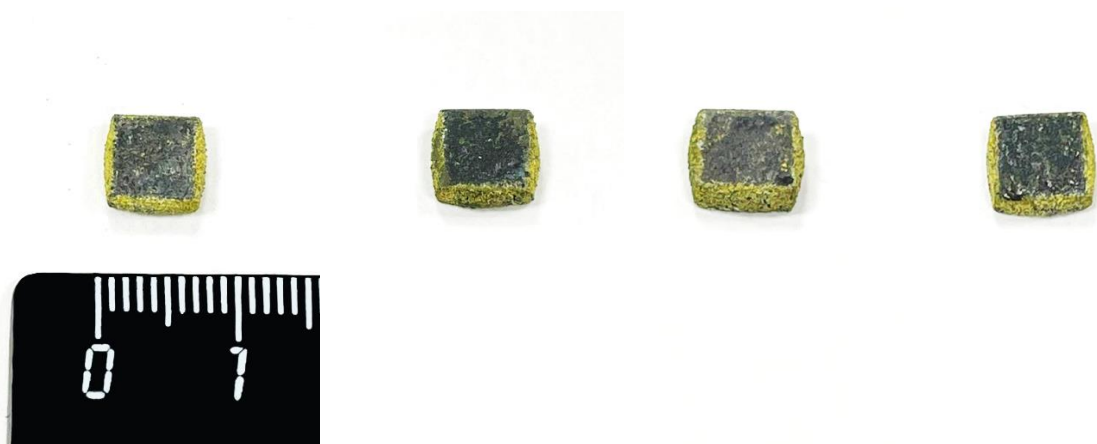


Рисунок 64 – Внешний вид образцов после осаждения при 1050 °С (слева направо режимы): №1, №2, №3, №7.

Микроструктурные исследования образцов показали наличие микротрещин. Окончательно не удастся сделать вывод о том, что данные трещины образовались именно в процессе осаждения, так как в исходных образцах они также присутствуют после печати.

Предварительный нагрев при 1050 °С привел к формированию тонкодисперсной дуплексной структуры, состоящей из ( $\alpha_2 + \gamma$ ) колоний (рисунок 66).

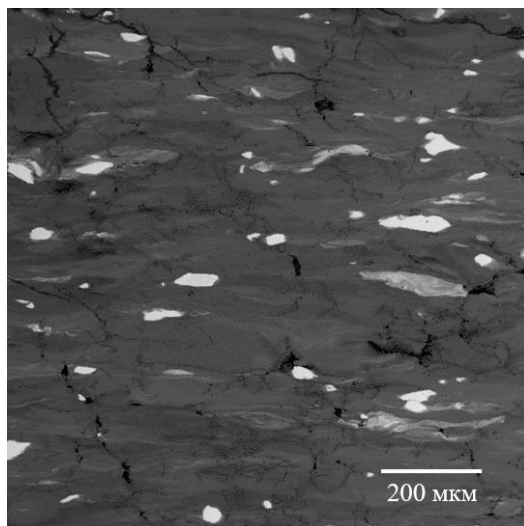
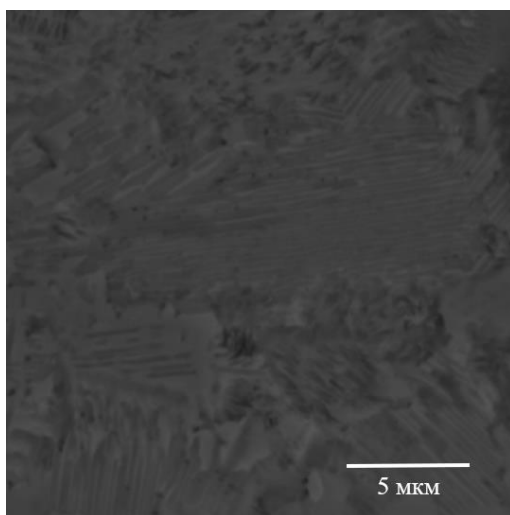
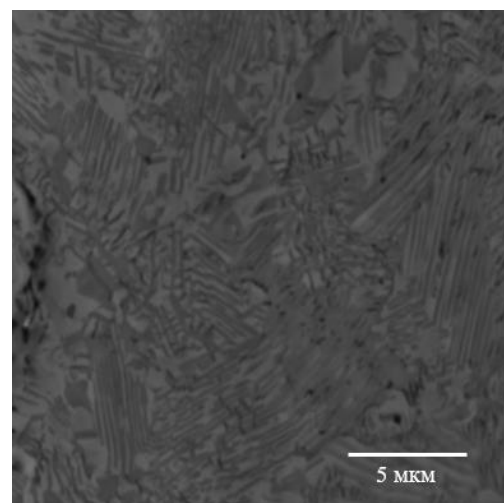


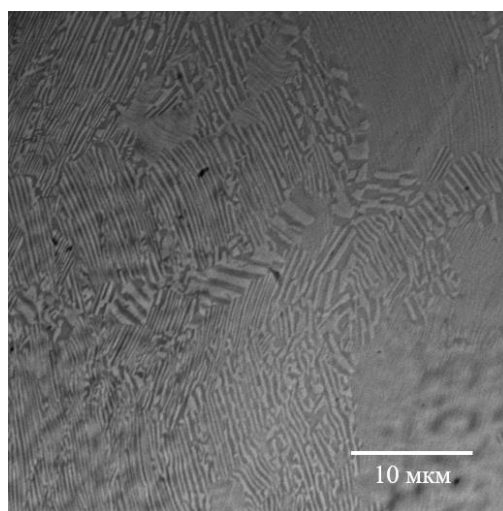
Рисунок 65 – Микроструктура образца №1 после осаждения при 1050 °С, СЭМ.



а



б



в

Рисунок 66 – Микроструктура образцов после осаждения при 1050 °С: а – режим №1, б – режим №3, в – режим №7, СЭМ.

### 6.2.3 Микротвердость

Измерение значений микротвердости проводили на исходных образцах и после ступенчатой термообработки с 600 °С до 1000 °С в течение 1 часа с шагом 100 °С, а также после осаждения при температуре 1050 °С в два раза.

В таблицах 33, 34 представлены результаты измерений значений микротвердости по Виккерсу образцов из сплава Ti-45Al-5Nb полученных при различных режимах селективного лазерного сплавления и после осаждения при повышенной температуре.

Таблица 33 – Значения микротвердости исходных и термообработанных образцов из сплава Ti-45Al-5Nb

| № режима | P, Вт | V, мм/с | HV, исх | HV, 600 °С<br>1ч. | HV, 700 °С<br>1ч. | HV, 800 °С<br>1ч. | HV, 900 °С 1ч. | HV, 1000 °С<br>1ч. |
|----------|-------|---------|---------|-------------------|-------------------|-------------------|----------------|--------------------|
| 2        | 125   | 325     | 463±20  | 462±18            | 382±24            | 329±24            | 317±24         | 304±24             |
| 3        | 125   | 375     | 456±22  | 457±26            | 372±19            | 332±19            | 322±19         | 300±19             |
| 4        | 125   | 425     | 460±19  | 455±23            | 381±20            | 335±20            | 320±20         | 299±20             |

Таблица 34 – Значения микротвердости после осаждения образцов из сплава Ti-45Al-5Nb при 1050 °С в 2 раза

| № режима | P, Вт | V, мм/с | HV, исх | HV, после осаждения |
|----------|-------|---------|---------|---------------------|
| 1        | 100   | 300     | 467±18  | 353,82              |
| 2        | 125   | 325     | 362±21  | 363,82              |
| 3        | 125   | 375     | 464±17  | 358,38              |
| 7        | 175   | 525     | 459±20  | 369,9               |

Отжиг, проведенный при 600 С в течение 1 часа практически не повлиял на твердость исследуемых образцов. После проведение последующего отжига при температуре 700 °С значения твердости снизились примерно на 18 %, что говорит

о достаточно высоких характеристиках жаропрочности. Дальнейшее проведение отжигов привело к резкому падению твердости на 34 % относительно исходных значений.

Полученные значения микротвердости после осаждения при температуре 1050 °С снизились на 24 % по сравнению с исходным состоянием, оставаясь на достаточно высоком уровне (выше 350 HV). С учетом высокой деформационной пластичности (даже с учетом трещин в исходной заготовке) можно предположить, что рассматриваемый тройной сплав имеет перспективный материал для технологии СЛП.

## ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 6

1. Показана принципиальная возможность получения изделий из смеси элементарных порошков методом селективного лазерного сплавления тройного сплава Ti-45Al-5Nb (ат. %).

2. Проведенные микроструктурные исследования показывают значительное влияние термической обработки на структуру и свойства тройного сплава. После проведения отжига при 1000 °С в течение 1 часа формируется ламельная структура, состоящая из ( $\alpha_2 + \gamma$ ) колоний.

3. Микротвердость на полученных образцах составила около  $450 \pm 22$  HV, что на 15 % ниже, чем у двойного Ti-50Al гамма-сплава. Снижение значений микротвердости вызвано дополнительным легированием Nb и присутствием в структуре второй более мягкой  $\alpha_2$  фазы. После проведения многоступенчатого отжига микротвердость сохраняется при нагреве до 600 °С и снижается на 18 % после нагрева при 700 °С, что предполагает высокие характеристики жаропрочности.

4. Показано, что образцы тройного сплава, изготовленные методом СЛП, обладают достаточной деформационной пластичностью, что позволяет проводить 2-кратную осадку при 1050 °С.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ОБЩИЕ ВЫВООДЫ ПО РАБОТЕ

1. На основе количественного анализа тройных сплавов систем Ti-Al-X (Nb, Mn, Mo, Cr, Zr, Si) установлены особенности фазовых превращений в условиях равновесной и неравновесной кристаллизации. Проведен расчет фазового состава при различных температурах, а также расчетные значения температур ликвидуса, равновесного и неравновесного солидуса.

2. Показано, что во всем диапазоне концентраций неравновесный интервал кристаллизации составляет более 180 °С, что предполагает образование горячих трещин при кристаллизации.

3. Установлено, что получение сплавов на основе алюминида  $Al_3Ti$  методом литья практически невозможно из-за неизбежной первичной кристаллизации грубых первичных кристаллов, приводящих к охрупчиванию.

4. Изменение параметров селективного лазерного плавления оказывает сильное влияние при печати единичных треков из порошковой смеси Ti-50Al. Сочетание низкой мощности 100 Вт и скорости сканирования выше 400 мм/с приводит к формированию нестабильных и прерывающихся треков. При данных режимах было отмечено появление на их поверхности дефектов в виде шариков. Использовании мощности от 200 Вт и выше привело к формированию треков в виде «замочной скважины». Вследствие этого в поперечном сечении трека были обнаружены дефекты в виде газовых пор.

5. Определены режимы селективного лазерного плавления, позволяющие получать изделия из двойного гамма-сплава Ti-50Al (ат. %) с минимальным количеством дефектов. Для предотвращения растрескивания изделий при печати необходимо использовать дополнительный подогрев платформы.

6. На образцах из двойного сплава, полученных при мощности лазера 100 Вт и скорости сканирования 278 и 208 мм/с значения микротвердости составили  $526 \pm 15$  HV и  $531 \pm 17$  HV соответственно, что значительно выше твердости чем у чистых титана и алюминия.

7. Установлена принципиальная возможность получения изделий гамма сплавов на основе алюминидов титана из смеси элементарных порошков титана, алюминия и ниобия с помощью селективного лазерного плавления (СЛП).

8. Проведенные микроструктурные исследования показывают значительное влияние термической обработки на структуру и свойства образцов тройного сплава. В результате проведения отжига при температуре 1000 °С в течение 1 часа формируется ламельная структура, состоящая из ( $\alpha_2 + \gamma$ ) колоний.

9. Микротвердость на полученных образцах составила около  $450 \pm 22$  HV, что на 15 % ниже, чем у двойного Ti-50Al гамма-сплава. Снижение значений микротвердости вызвано дополнительным легированием Nb и присутствием в структуре второй более мягкой  $\alpha_2$  фазы. Нагрев до 600 °С в течение 1 часа сохраняет исходную твердость, а нагрев при 700 °С незначительно снижает ее (на 18%) что предполагает высокие характеристики жаропрочности.

10. Показано, что образцы тройного сплава, изготовленные методом СЛП, обладают достаточной деформационной пластичностью, что позволяет проводить 2-кратную осадку при 1050 °С.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Schuster, J.C.; Palm, M. Reassessment of the binary aluminum-titanium phase diagram. *J. Phase Equilibria Diffus.* 2006, 27, 255–277.
2. Stark, R.; Bartels, A.; Clemens, H.; Schimansky, F.P. On the formation of ordered  $\omega$ -phase in high Nb containing TiAl based alloys. *Adv. Eng. Mater.* 2008, 10, 929–934.
3. Stark, A.; Oehring, M.; Pyczak, F.; Schreyer, A. In situ observation of various phase transformation paths in Nb-rich TiAl alloys during quenching with different rates. *Adv. Eng. Mater.* 2011, 13, 700–704.
4. Bendersky, L.A.; Boettinger, W.J.; Burton, B.P.; Biancaniello, F.S.; Shoemaker, C.B. The formation of ordered  $\omega$ -related phases in alloys of composition Ti<sub>4</sub>Al<sub>3</sub>Nb. *Acta Metall. Mater.* 1990, 38, 931–943.
5. Song, L.; Xu, X.J.; You, L.; Liang, Y.F.; Lin, J.P. Phase transformation and decomposition mechanisms of the  $\beta_0(\omega)$  phase in cast high Nb containing TiAl alloy. *J. Alloys Compd.* 2014, 616, 483–491.
6. Schmoelzer, T.; Liss, K.D.; Zickler, G.A.; Watson, I.J.; Droessler, L.M.; Wallgram, W.; Buslaps, T.; Studer, A.; Clemens, H. Phase fractions, transition and ordering temperatures in TiAl-Nb-Mo alloys: An in- and ex situ study. *Intermetallics* 2010, 18, 1544–1552.
7. Clemens H., Wallgram, W., Kremmer S., Güther V., Otto, A., Bartels A. Design of novel  $\beta$ -solidifying TiAl alloys with  $\beta_2$ -phase fraction and excellent hot-workability. *Adv. Eng. Mater.* 2008, pp.707–713.
8. Burgers, W. On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium. *Physica* 1934, 1, 561–586.
9. Blackburn, M.J. Some Aspects of Phase Transformations in Titanium Alloys. *The Science, Technology and Application of Titanium*; Elsevier: Amsterdam, The Netherlands, 1970, pp. 633–643.

10. Kim, Y.W.; Dimiduk, D.M. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides. *JOM* 1991, 43, 40–47
11. Appel, F.; Wagner, R. Microstructure and deformation of two-phase  $\gamma$ -titanium aluminides. *Mater. Sci. Eng. R Rep.* 1998, 22, 187–268.
12. Clemens, H.; Kestler, H. Processing and applications of intermetallic  $\gamma$ -TiAl-based alloys. *Adv. Eng. Mater.* 2000, 2, 551–570.
13. Kothari, K.; Radhakrishnan, R.; Wereley, N.M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques. *Prog. Aerosp. Sci.* 2012, 55, 1–16
14. Kim, Y.W. Microstructural evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy. *Acta Metall. Mater.* 1992, 40, 1121–1134
15. Clemens, H.; Bartels, A.; Bystrzanowski, S.; Chladil, H.; Leitner, H.; Dehm, G.; Gerling, R.; Schimansky, F.P. Grain refinement in  $\gamma$ -TiAl-based alloys by solid state phase transformations. *Intermetallics* 2006, 14, 1380–1385
16. Yamaguchi, M.; Inui, H.; Ito, K. High-temperature structural intermetallics. *Acta Mater.* 2000, 48, 307–322.
17. Kim, Y.W. Intermetallic alloys based on gamma titanium aluminide. *Jom* 1989, 41, 24–30
18. Schwaighofer, E.; Clemens, H.; Mayer, S.; Lindemann, J.; Klose, J.; Smarsly, W.; Güther, V. Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase  $\gamma$ -TiAl based alloy. *Intermetallics* 2014, 44, 128–140.
19. Inui, H.; Oh, M.H.; Nakamura, A.; Yamaguchi, M. Room-temperature tensile deformation of polysynthetically twinned (PST) crystals of TiAl. *Acta Metall. Mater.* 1992, 40, 3095–3104.
20. Dehm, G.; Motz, C.; Scheu, C.; Clemens, H.; Mayrhofer, P.H.; Mitterer, C. Mechanical size-effects in miniaturized and bulk materials. *Adv. Eng. Mater.* 2006, 8, 1033–1045.
21. Cha, L.; Clemens, H.; Dehm, G. Microstructure evolution and mechanical properties of an intermetallic Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy after ageing below the eutectoid temperature. *Int. J. Mater. Res.* 2011, 102, 703–708.

22. Cha, L.; Scheu, C.; Clemens, H.; Chladil, H.F.; Dehm, G.; Gerling, R.; Bartels, A. Nanometer-scaled lamellar microstructures in Ti-45Al-7.5Nb-(0; 0.5)C alloys and their influence on hardness. *Intermetallics* 2008, 16, 868–875.
23. Kim, Y.W. Strength and ductility in TiAl alloys. *Intermetallics* 1998, 6, 623–628.
24. Voice, W.E.; Henderson, M.; Shelton, E.F.J.; Wu, X. Gamma titanium aluminide, TNB. *Proc. Intermet.* 2005, 13, 959–96.
25. Clemens, H.; Mayer, S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Adv. Eng. Mater.* 2013, 15, 191–215.
26. Huang, S.C. *Structural Intermetallics*; Darolia, R., Lewandowski, J.J., Liu, C.T., Martin, P.L., Miracle, D.P., Nathal, M.V., Eds.; TMS: Warrendale, PA, USA, 1993; pp. 299–308.
27. Kainuma, R.; Fujita, Y.; Mitsui, H.; Ohnuma, I.; Ishida, K. Phase equilibria among  $\alpha$  (hcp),  $\beta$  (bcc) and  $\gamma$  (L10) phases in Ti-Al. base ternary alloys. *Intermetallics* 2000, 8, 855–867.
28. Gerling, R.; Clemens, H.; Schimansky, F.P. Powder metallurgical processing of intermetallic gamma titanium aluminides. *Adv. Eng. Mater.* 2004, 6, 23–38.
29. Imayev, R.M.; Imayev, V.M.; Oehring, M.; Appel, F. Alloy design concepts for refined gamma titanium aluminide based alloys. *Intermetallics* 2007, 15, 451–460.
30. Shaaban, A.; Signori, L.J.; Nakashima, H.; Takeyama, M. Effects of the addition of transition metals on phase equilibria and phase transformations in TiAl systems in between 1473 and 1073 K. *J. Alloys Compd.* 2021, 878, 160392.
31. Oehring, M.; Stark, A.; Paul, J.D.H.; Lippmann, T.; Pyczak, F. Microstructural refinement of boron-containing  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -titanium aluminide alloys through heat treatments in the  $\beta$  phase field. *Intermetallics* 2013, 32, 12–20.
32. Han, J.; Liu, Z.; Jia, Y.; Wang, T.; Zhao, L.; Guo, J.; Xiao, S.; Chen, Y. Effect of TiB<sub>2</sub> addition on microstructure and fluidity of cast TiAl alloy. *Vacuum* 2020, 174, 109210.
33. Cheng, T.T. The mechanism of grain refinement in TiAl alloys by boron addition-an alternative hypothesis. *Intermetallics* 2000, 8, 29–37.

34. Hu, D. Role of boron in TiAl alloy development: A review. *Rare Met.* 2016, 35, 1–14.
35. Larson, D.J.; Liu, C.T.; Miller, M.K. Boron solubility and boride compositions in  $\alpha_2 + \gamma$  titanium aluminides. *Intermetallics* 1997, 5, 411–414.
36. Jabbar, H.; Monchoux, J.P.; Thomas, M.; Pyczak, F.; Couret, A. Improvement of the creep properties of TiAl alloys densified by Spark Plasma Sintering. *Intermetallics* 2014, 46, 1–3.
37. Liu, B.; Liu, Y.; Li, Y.P.; Zhang, W.; Chiba, A. Thermomechanical characterization of  $\beta$ -stabilized Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B alloy. *Intermetallics* 2011, 19, 1184–1190.
38. Watson, I.J.; Liss, K.D.; Clemens, H.; Wallgram, W.; Schmoelzer, T.; Hansen, T.C.; Reid, M. In situ characterization of a Nb and Mo containing  $\gamma$ -TiAl based alloy using neutron diffraction and high-temperature microscopy. *Adv. Eng. Mater.* 2009, 11, 932–937.
39. Qiang, F.; Kou, H.; Yang, G.; Tang, B.; Li, J. Multi-step heat treatment design for nano-scale lamellar structures of a cast Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy. *Intermetallics* 2016, 79, 35–40.
40. Cui, N.; Wu, Q.; Bi, K.; Xu, T.; Kong, F. Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of a novel  $\beta$ -solidifying TiAl alloy. *Materials* 2019, 12, 1672.
41. Kartavykh, A.V.; Gorshenkov, M.V.; Podgorny, D.A. Grain refinement mechanism in advanced  $\gamma$ -TiAl boron-alloyed structural intermetallics: The direct observation. *Mater. Lett.* 2015, 142, 294–298.
42. Ding, X.F.; Lin, J.P.; Zhang, L.Q.; Su, Y.Q.; Chen, G.L. Microstructural control of TiAl-Nb alloys by directional solidification. *Acta Mater.* 2012, 60, 498–506.
43. Godfrey, A.B.; Loretto, M.H. The nature of complex precipitates associated with the addition of boron to a  $\gamma$ -based titanium aluminide. *Intermetallics* 1996, 4, 47–53.
44. Li, M.; Xiao, S.; Chen, Y.; Xu, L.; Tian, J. The effect of boron addition on the deformation behavior and microstructure of  $\beta$ -solidify TiAl alloys. *Mater. Charact.* 2018, 145, 312–322.

45. Scheu, C.; Stergar, E.; Schober, M.; Cha, L.; Clemens, H.; Bartels, A.; Schimansky, F.P.; Cerezo, A. High carbon solubility in a  $\gamma$ -TiAl-based Ti-45Al-5Nb-0.5C alloy and its effect on hardening. *Acta Mater.* 2009, 57, 1504–1511.
46. Christoph, U.; Appel, F.; Wagner, R. Dislocation dynamics in carbon-doped titanium aluminide alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 1997, 239–240, 39–45.
47. Klein, T.; Schachermayer, M.; Mendez-Martin, F.; Schöberl, T.; Rashkova, B.; Clemens, H.; Mayer, S. Carbon distribution in multi-phase  $\gamma$ -TiAl based alloys and its influence on mechanical properties and phase formation. *Acta Mater.* 2015, 94, 205–213.
48. Appel, F.; Christoph, U.; Wagner, R. Solution and precipitation hardening in carbon-doped two-phase  $\gamma$ -titanium aluminides. In *Proceedings of the Materials Research Society Symposium-Proceedings*. Mater. Res. Soc. 1997, 460, 77–82.
49. X. Wu, Review of alloy and process development of TiAl alloys, *Intermetallics* 14 (10- 11) (2006) 1114-1122.
50. K. Uenishi, K.F. Kobayashi, Processing of intermetallic compounds for structural applications at high temperature, *Intermetallics* 4 (1996) S95-S101.
51. Y.W. Kim, S.L. Kim, Advances in gammalloy materials-processes-application technology: successes, dilemmas, and future, *JOM* 70 (2018) 553-560.
52. J. Aguliar, O. Kattlitz, T. Stoyanov, Near-net-shape casting of TiAl components for " aero engine applications, in: Paper presented at the 4th European Conference on Materials and Structures in Aerospace, Hamburg, Germany, February 7-8, 2012.
53. J. Aguilar, A. Schievenbusch, O. Kattlitz, Investment casting technology for production of TiAl low pressure turbine blades-process engineering and parameter analysis, *Intermetallics* 19 (2011) 757-761.
54. F.H. Froes, C. Suryanarayana, D. Eliezer, Production, characteristics, and commercialization of titanium aluminides, *ISI Int.* 31 (1991) 1235-1248.
55. P.M. Hazzledine, B.K. Kad, Yield and fracture of lamellar gamma alpha(2) TiAl alloys, *Mater. Sci. Eng. A* 192-193 (1995) 340-346.
56. Y. Umakoshi, T. Nakano, T. Yamane, The effect of orientation and lamellar structure on the plastic behavior of TiAl crystals, *Mater. Sci. Eng. A* 152 (1992) 81-88.

57. Y.W. Kim, Strength and ductility in TiAl alloys, *Intermetallics* 6 (1998) 623-628.
56. F. Appel, J.D.H. Paul, M. Oehring, *Gamma Titanium Aluminide Alloys*, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2011.
57. M.H. Loretto, A.B. Godfrey, D. Hu, P.A. Blenkinsop, I.P. Jones, T.T. Cheng, The influence of composition and processing on the structure and properties of TiAl-based alloys, *Intermetallics* 6 (1998) 663-666.
58. L. Gelebart, M. Bornert, T. Bretheau, D. Caldemaison, J. Crepin, A. Zaoui, Lamellar grains distribution and plastic strain heterogeneities in TiAl cast samples. Experiments and modelling, *Materiaux Techniques* 1-2 (2004) 69-75.
59. M. Yamaguchi, H. Inui, in: R. Darolia, J.J. Lewandowski, C.T. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle, M.V. Nathal (Eds.), *Structural Intermetallics*, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, 1993, pp. 127-142.
60. M. Thomas, S. Naka, in: Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk, M.H. Loretto (Eds.), *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1999, pp. 633-640.
61. U. Hofmann, W. Blum, Microstructural evolution during high temperature deformation of lamellar Ti-48Al-2Nb-2Cr, *Intermetallics* 7 (1999) 351-361.
62. J.M. Ruppert, PhD Thesis, Ecole des Mines de Paris, 22 March 2002.
63. F. Appel, M. Oehring,  $\gamma$ -Titanium aluminide alloys: alloy design and properties, in: C. Leyens, M. Peters (Eds.), *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2003, p. 144.
64. H. Clemens, Intermetallic  $\gamma$ -TiAl based alloy sheet materials-processing and mechanical properties, *Z. Metallkd.* 86 (1995) 814-822.
65. H. Kestler, H. Clemens, Production, processing and applications of  $\gamma$ (TiAl) based alloys, in: M. Peters, C. Leyens (Eds.), *Titanium and Titanium Alloys*, Wiley-VCH, Weinheim, 2003, pp. 351-392.
66. M. Achtermann, J. Klose, C. Rothe, I. Eulitz, V. Guether, Manufacturing and properties of TiAl TNM sheet material, in: *Presentation at the Gamma Alloy Technology International Workshop (GAT-2013)*, Hosted by CEMES-CNRS, Toulouse, June 11-14, 2013.

67. Z.Z. Shen, J.P. Lin, Y.F. Liang, L.Q. Zhang, S.L. Shang, Z.K. Liu, A novel hot pack rolling of high Nb-TiAl sheet from cast ingot, *Intermetallics* 67 (2015) 19-25.
68. X. Liang, Y. Liu, H. Li, Z. Gan, B. Liu, Y. He, An investigation on microstructural and mechanical properties of powder metallurgical TiAl alloy during hot pack-rolling, *Mat. Sci. Eng. A* 619 (2014) 265-273.
69. I. Agote, J. Coletto, M. Gutierrez, A. Sargsyan, M. Garcia de Cortazar, M. Lagos, et al., Microstructure and mechanical properties of  $\gamma$ -TiAl based alloys produced by combustion synthesis 1 compaction route, *Intermetallics* 16 (2008) 1310-1316.
70. A. Couret, G. Molenat, J. Galy, M. Thomas, Microstructures and mechanical properties of TiAl alloys consolidated by spark plasma sintering, *Intermetallics* 16 (2008) 1134-1141.
71. M.A. Lagos, I. Agote, SPS synthesis and consolidation of TiAl alloys from elemental powders: microstructure evolution, *Intermetallics* 36 (2013) 51-56.
72. R. Rosa, P. Veronesi, C. Leonelli, G. Poli, A. Casagrande, Single step combustion synthesis of  $\beta$ -NiAl-coated  $\gamma$ -TiAl by microwave ignition and subsequent annealing, *Surf. Coat. Technol.* 232 (2013) 666-673.
73. M.A. Lagos, I. Agote, J.M. San Juan, J. Hennicke, Fabrication of TiAl alloys by alternative powder methods, in: Y.W. Kim, W. Smarsly, J.P. Lin, D. Dimiduk, F. Appel (Eds.), *Gamma Titanium Aluminide Alloys 2014*, John Wiley & Sons, Inc, Hoboken, NJ, 2014, pp. 77-82.
74. L. Lo"ber, R. Petters, U. Ku"hn, J. Eckert, Selective laser melting of titanium aluminides, in: *4th International Workshop on Titanium Aluminides*, Sep. 13-16th, 2011, Nuremberg, Germany.
75. L. Lo"ber, F.P. Schimansky, U. Ku"hn, F. Pyczak, J. Eckert, Selective laser melting of a beta-solidifying TNM-B1 titanium aluminide alloy, *J. Mater. Process. Technol.* 214 (2014) 1852-1860.
76. M. Thomas, T. Malot, P. Aubry, C. Colin, T. Vilaro, P. Bertrand, The prospects for additive manufacturing of TiAl alloy, *Mater. High Temp.* 33 (2016) 571-577.

77. W. Li, J. Liu, Y. Zhou, S. Li, S.F. Wen, Q.S. Wei, et al., Effect of laser scanning speed on a Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting: microstructure, phase and mechanical properties, *J. Alloys Compounds* 688 (2016) 626-636.
78. W. Li, J. Liu, Y. Zhou, S.F. Wen, Q.S. Wei, C.Z. Yan, et al., Effect of substrate preheating on the texture, phase and nanohardness of a Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting, *Scripta Mater.* 118 (2016) 13-18.
79. Курдюмов А.В., Белов В.Д., Пикунов М.В., Чурсин В.М., Герасимов С.П., Моисеев В.С. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Изд. Дом МИСиС, 2011. 615 с.
80. Физические величины: справочник / под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.
81. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology. Wiley-VCH Verlag&Co.KGaA, 2011. P. 745.
82. Chladil H.F., Clemens H., Zickler G.A. et al. Experimental studies and thermodynamic simulation of phase transformations in high Nb containing  $\gamma$ -TiAl based alloys // *International Journal of Materials Research*. 2007. Vol. 98. P. 1131– 1137.
83. Hao Y.L., Yang R., Cui Y.Y., Li D. The influence of alloying on the  $\alpha_2$  / ( $\alpha_2$  +  $\gamma$ ) /  $\gamma$  phase boundaries in TiAl based systems // *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. P. 1313.
84. Shao G., Tsakiroopoulos P. Solidification structures of Ti–Al–Cr alloys // *Intermetallics*. 1999. Vol. 7. P. 579.
85. Takeyama M., Kobayashi S. Physical metallurgy for wrought gamma titanium aluminides Microstructure control through phase transformations // *Intermetallics*. 2005. Vol. 13. P. 993.
86. Witusiewicz V.T., Bondar A.A., Hecht U., Velikanova T.Ya. The Al–B–Nb–Ti system: IV. Experimental study and thermodynamic re-evaluation of the binary Al–Nb and ternary Al–Nb–Ti systems // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 472. P. 133.
87. Suzuki A., Takeyama M., Matsuo T. Transmission electron microscopy on the phase equilibria among  $\beta$ ,  $\alpha$  and  $\alpha_2$  phases in Ti–Al binary system // *Intermetallics*. 2002. Vol. 10. P. 915.

88. Li B.H., Chen Y.Y., Hou Z.Q., Kong F.T. Microstructure and mechanical properties of cast Ti–43Al–9V–0,3Y alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 473. P. 123–126.

89. Белов Н.А., Самошина М.Е. Влияние температуры ГИП-обработки на фазовый состав литейных сплавов на основе гамма-алюминидов титана // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2013. №6. С. 27–35.

90. Gusarov A.V., Yadroitsev I., Bertrand P., Smurov I. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting. *Applied Surface Science*. 2007. V. 254.

91. Gu D.D., Hagedorn Y.C., Meiners W., Meng G.B., Batista R.J.S., Wissenbach K., Poprawe R. Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium.

92. Lee, J.Y.; Ko, S.H.; Farson, D.F.; Yoo, C.D. Mechanism of keyhole formation and stability in stationary laser welding. *J. Phys. D Appl. Phys.* 2002, 35, 1570.

93. Matsunawa, Akira; Kim, Jong-Do; Seto, Naoki; Mizutani, Masami; Katayama, Seiji. Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding. *Journal of Laser Applications*, (1998) 10(6), p. 247.

94. DebRoy, T.; David, S. Physical processes in fusion welding. (1995), 67(1), pp. 85–112.

95. Bobel, Andrew; Hector, Louis G.; Chelladurai, Isaac; Sachdev, Anil K.; Brown, Tyson; Poling, Whitney A.; Kubic, Robert; Gould, Benjamin; Zhao, Cang; Parab, Niranjana; Greco, Aaron; Sun, Tao (2019). In Situ Synchrotron X-ray Imaging of 4140 Steel Laser Powder Bed Fusion. *Materialia*.

96. Shi X., Wang H., Feng W., Zhang Y., Ma S., Wei J. The crack and pore formation mechanism of Ti–47Al–2Cr–2Nb alloy fabricated by selective laser melting *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. V.91, September 2020, 105247.

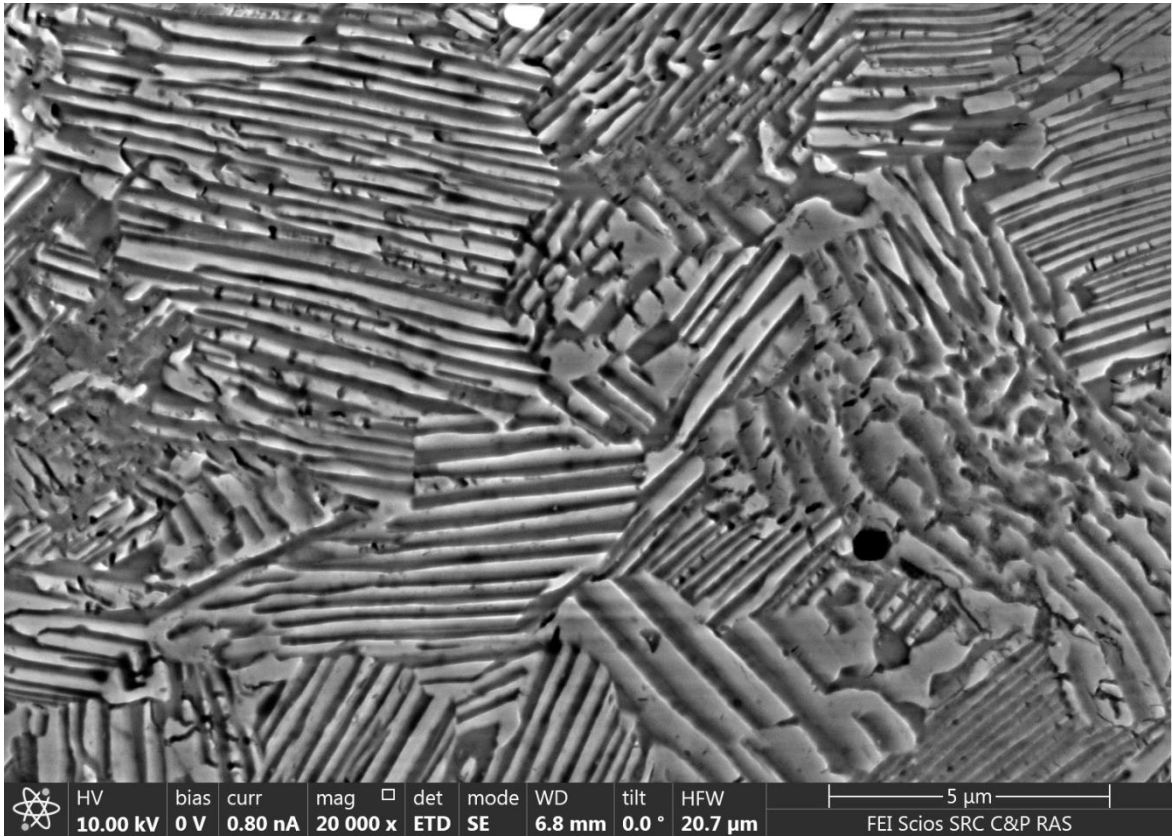
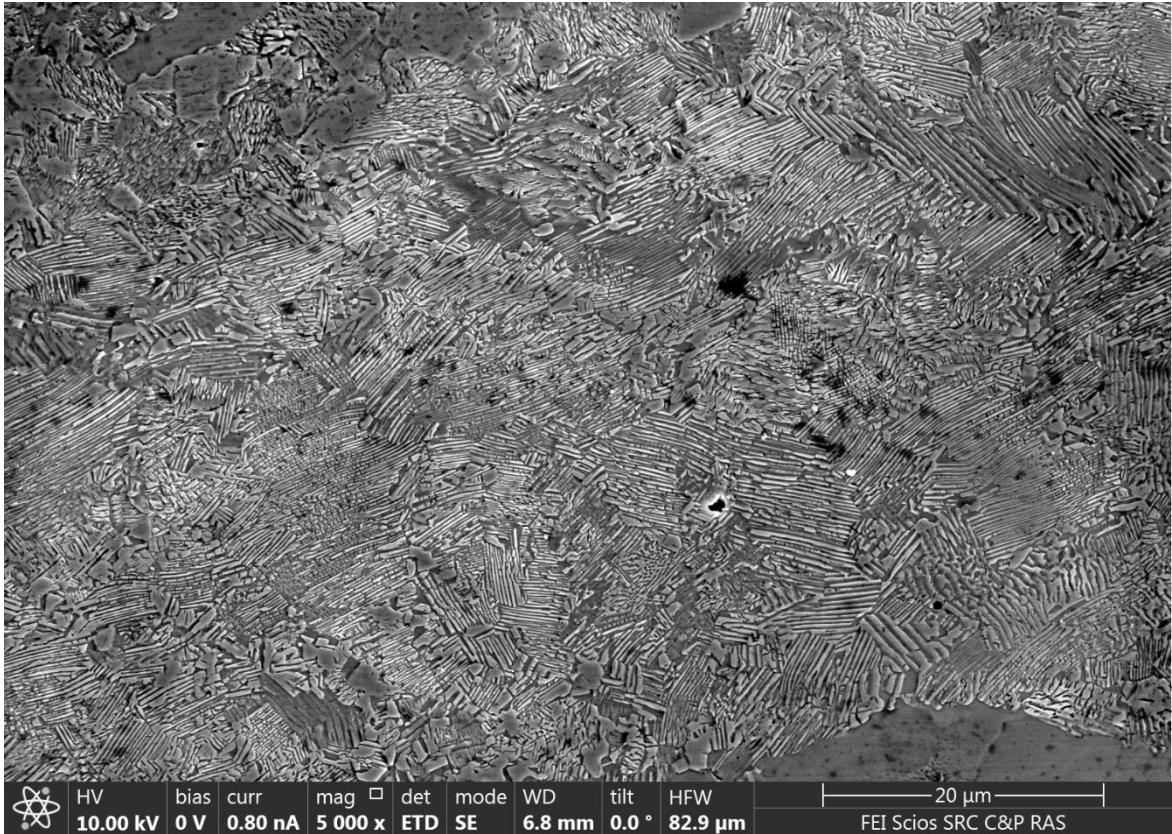
97. Shi P., Shi J., Cao L., Xie, J., Tian H., Zhai Y. Trace metals risk evaluation and pollution identification in surficial sediment from the Haikou Bay, South China Sea. *Journal of Residuals Science and Technology*. 2016. V. 1. pp. 71-79.

98. Doubenskaia M., Domashenkov A., Smurov I., IPetrovskiy P. Study of Selective Laser Melting of intermetallic TiAl powder using integral analysis. International Journal of Machine Tools and Manufacture. (2018), V 129, pp. 1-14.

99. Khairallah S.A, Anderson A.T., Rubenchik A., King W.E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. Acta Materialia. 2016. V. 108. pp. 36-45.

100. Yadroitsev I., Yadroitsava I., Bertrand P., Smurov I. Factor analysis of selective laser melting process parameters and geometrical characteristics of synthesized single tracks. Rapid Prototyping Journal. 2012.

ПРИЛОЖЕНИЕ А



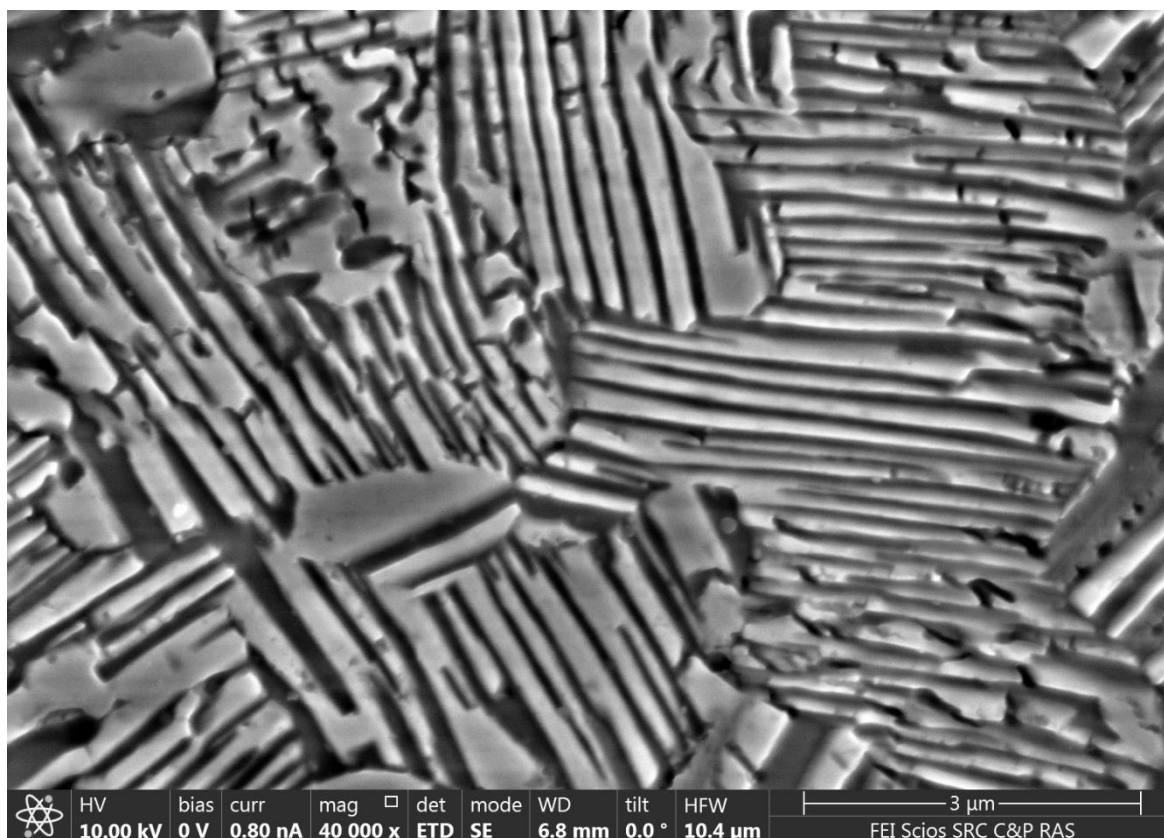
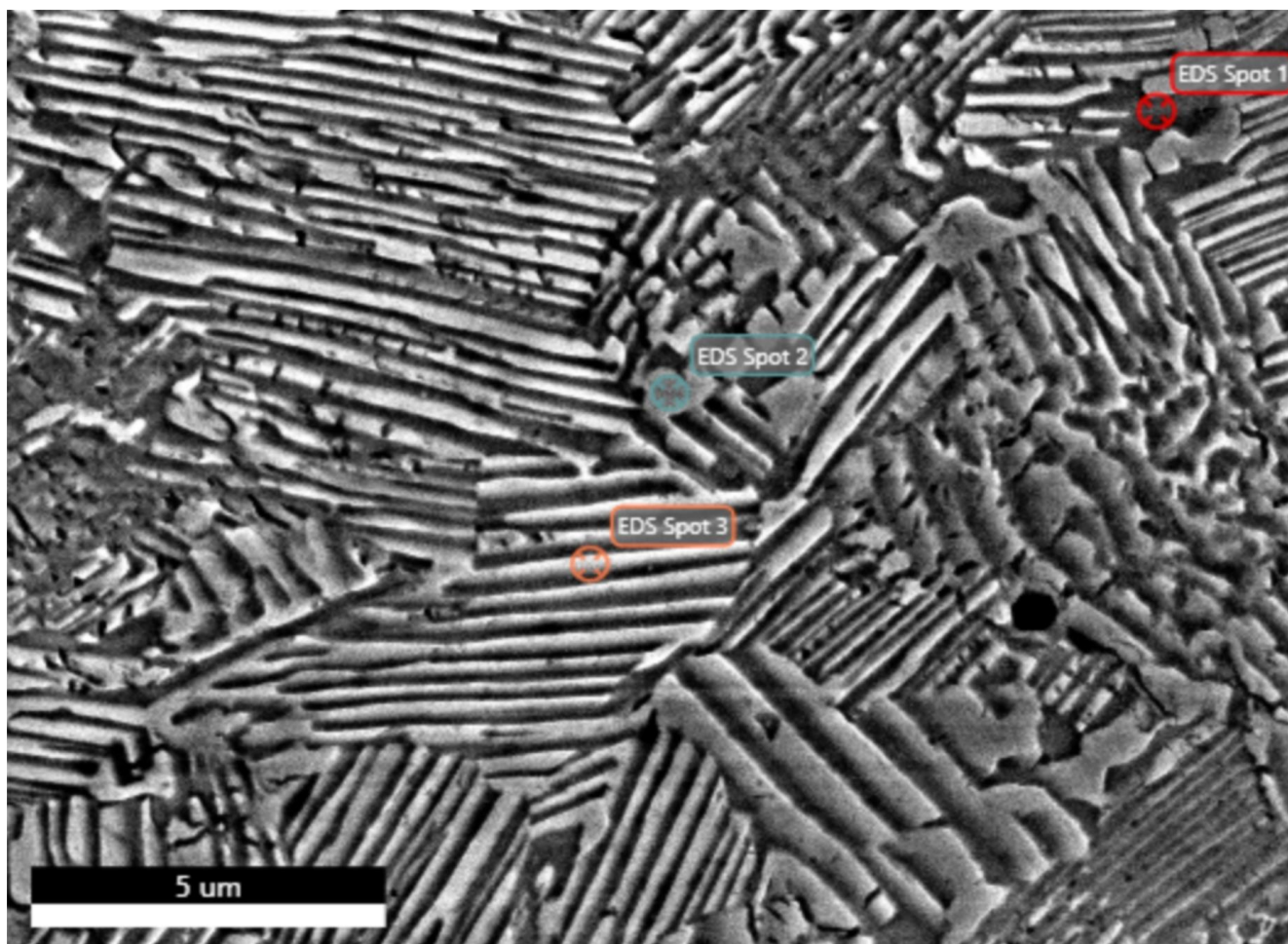


Рисунок А1 – Микроструктура компактного образца из сплава Ti-45Al-5Nb полученного при P=100 Вт и V=300 мм/с, СЭМ.



| Номер спектра | Элемент | Содержание, (ат. %) |
|---------------|---------|---------------------|
| 1             | Ti      | 54,48               |
|               | Al      | 39,22               |
|               | Nb      | 6,30                |
| 2             | Ti      | 51,51               |
|               | Al      | 43,22               |
|               | Nb      | 5,27                |
| 3             | Ti      | 51,87               |
|               | Al      | 43,74               |
|               | Nb      | 4,39                |

Рисунок А2 – Результаты МРСА компактного образца из сплава Ti-45Al-5Nb полученного при P=100 Вт и V=300 мм/с, СЭМ.

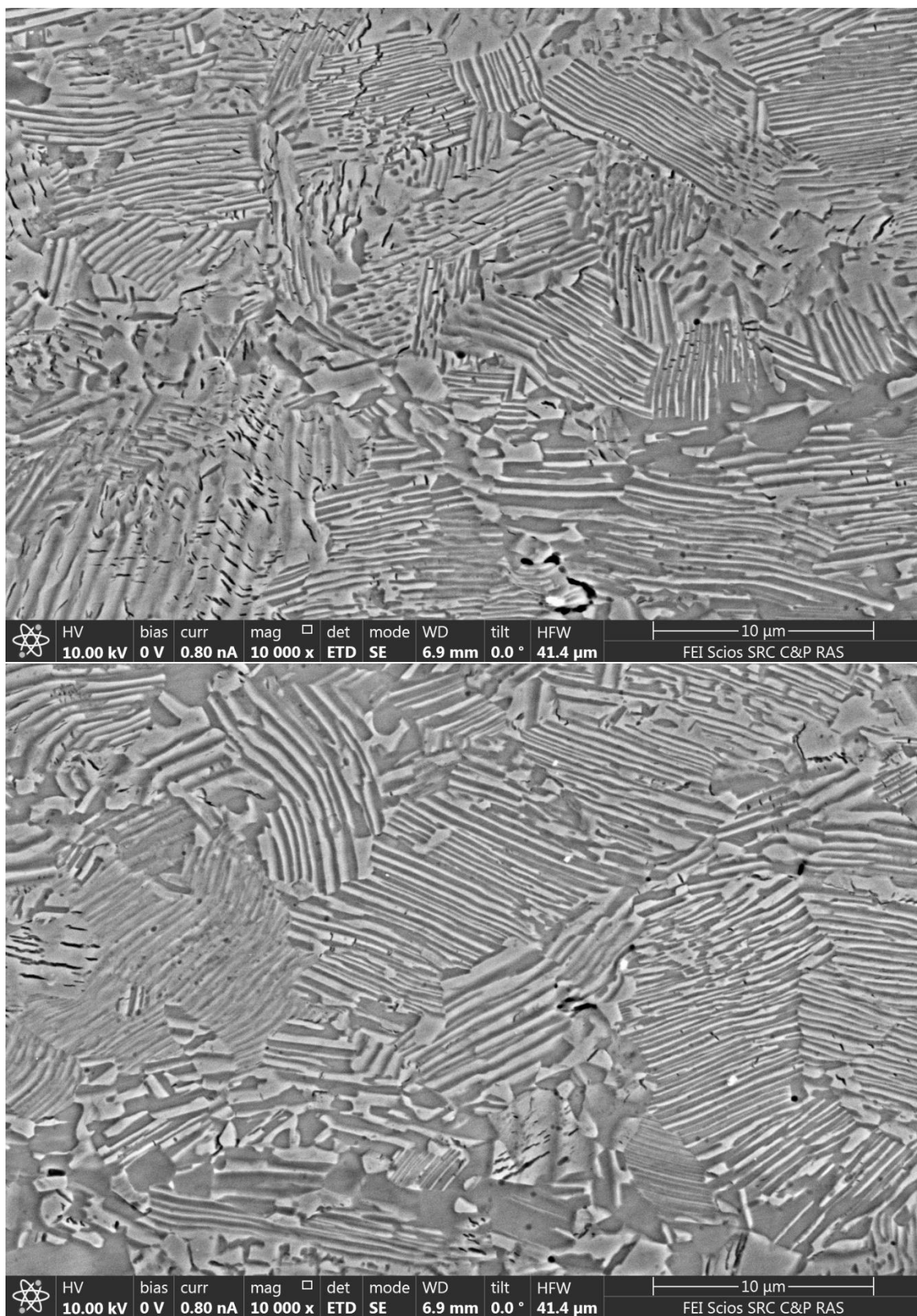
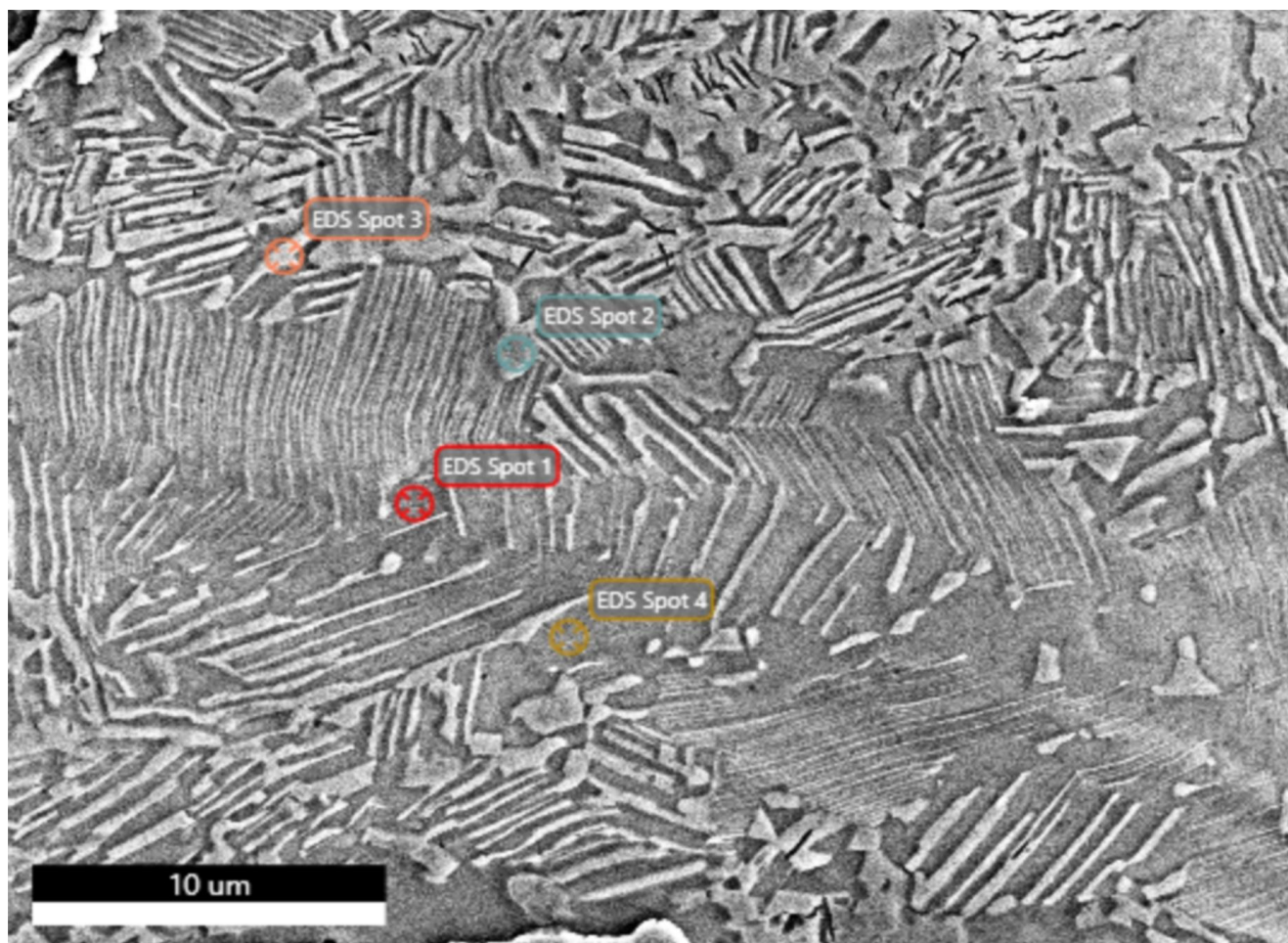


Рисунок А3 – Микроструктура компактного образца из сплава Ti-45Al-5Nb полученного при P=125 Вт и V=325 мм/с, СЭМ.



| Номер спектра | Элемент | Содержание, (ат. %) |
|---------------|---------|---------------------|
| 1             | Ti      | 58,87               |
|               | Al      | 36,34               |
|               | Nb      | 4,79                |
| 2             | Ti      | 47,01               |
|               | Al      | 48,54               |
|               | Nb      | 4,45                |
| 3             | Ti      | 66,36               |
|               | Al      | 28,47               |
|               | Nb      | 5,17                |
| 4             | Ti      | 58,92               |
|               | Al      | 36,94               |
|               | Nb      | 4,14                |

Рисунок А4 – Результаты МРСА компактного образца из сплава Ti-45Al-5Nb полученного при P=125 Вт и V=325 мм/с, СЭМ.

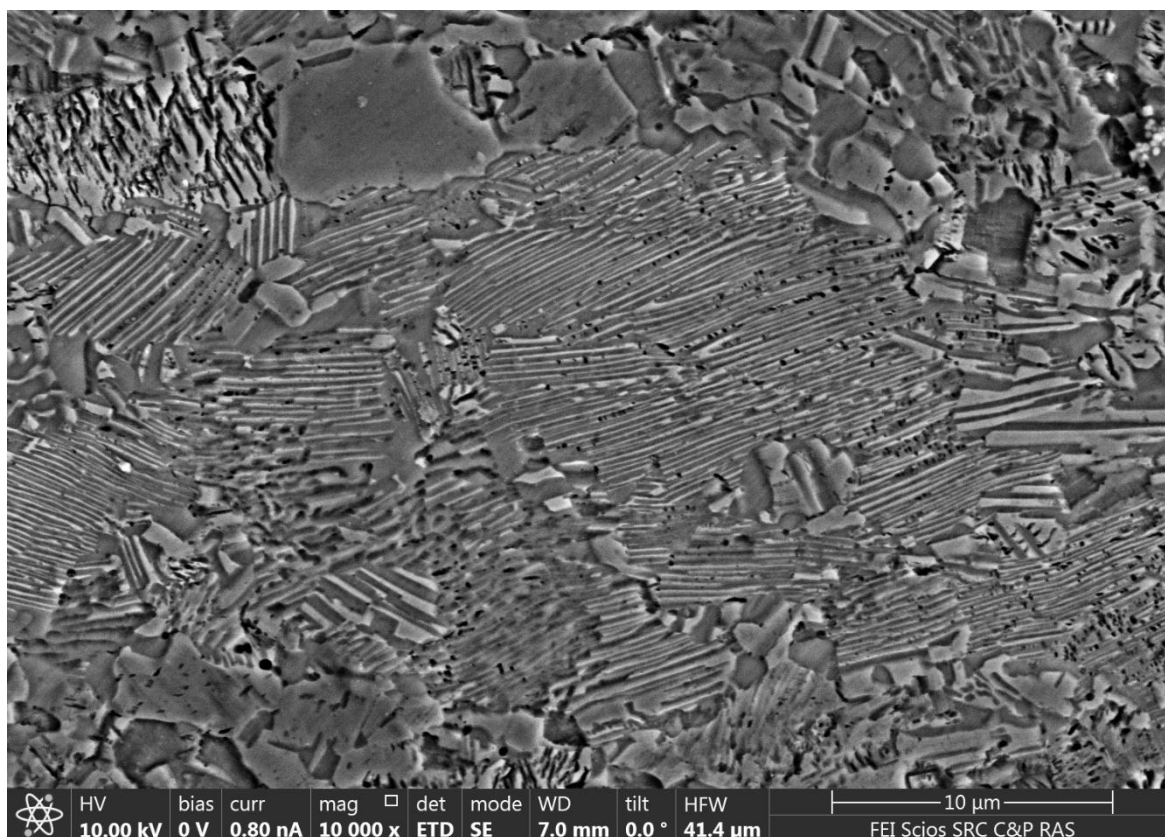
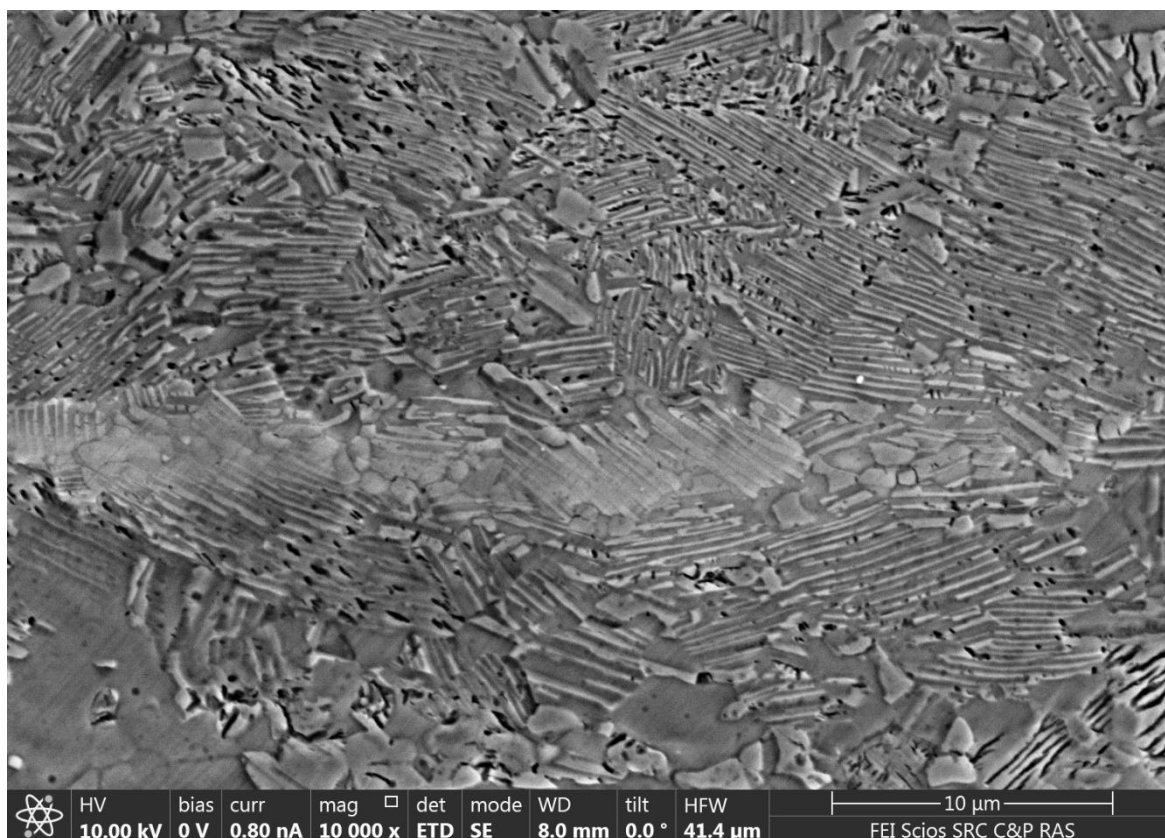
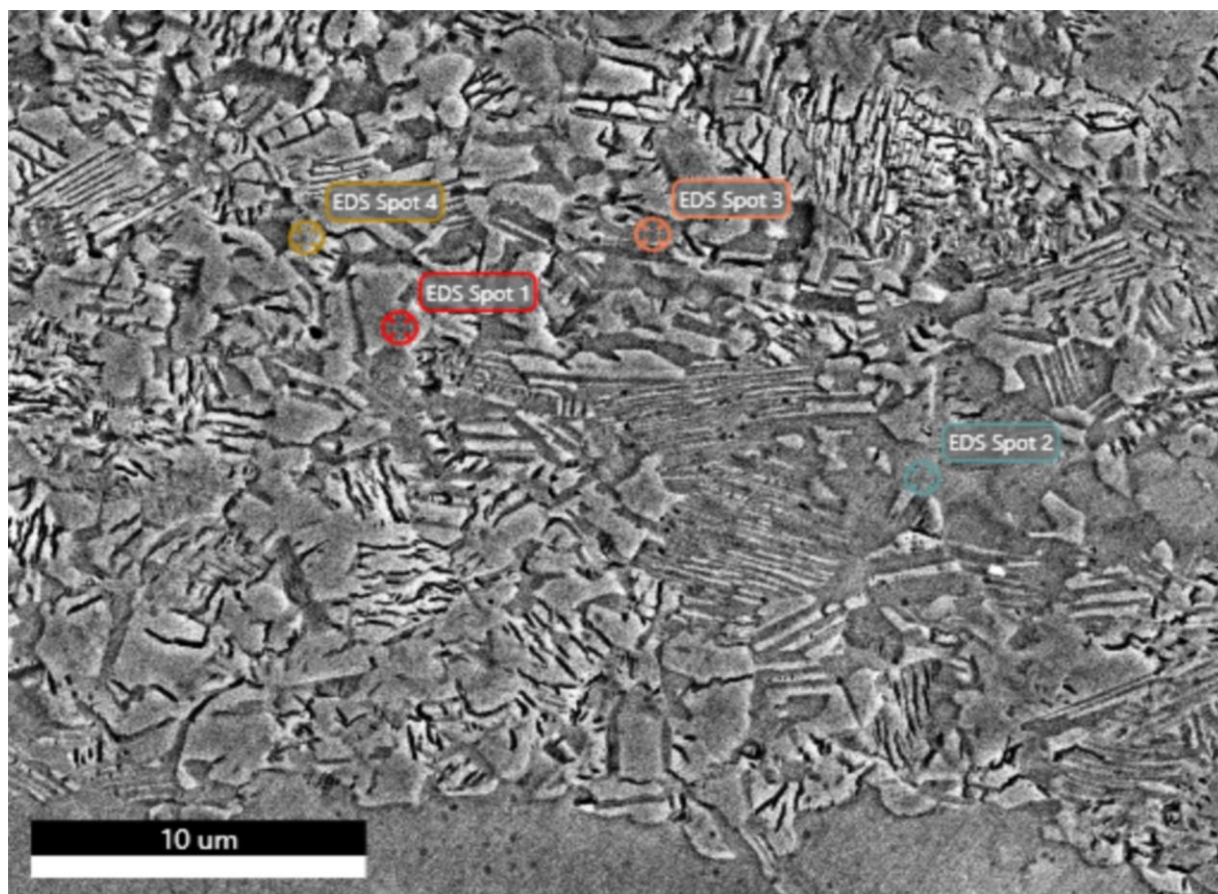


Рисунок А5 – Микроструктура компактного образца из сплава Ti-45Al-5Nb полученного при P=125 Вт и V=375 мм/с, СЭМ.



| Номер спектра | Элемент | Содержание, (ат. %) |
|---------------|---------|---------------------|
| 1             | Ti      | 48,17               |
|               | Al      | 50,82               |
|               | Nb      | 3,01                |
| 2             | Ti      | 60,06               |
|               | Al      | 36,89               |
|               | Nb      | 3,05                |
| 3             | Ti      | 58,83               |
|               | Al      | 39,23               |
|               | Nb      | 1,94                |
| 4             | Ti      | 47,66               |
|               | Al      | 48,91               |
|               | Nb      | 3,43                |

Рисунок А6 – Результаты МРСА компактного образца из сплава Ti-45Al-5Nb полученного при P=125 Вт и V=375 мм/с, СЭМ.

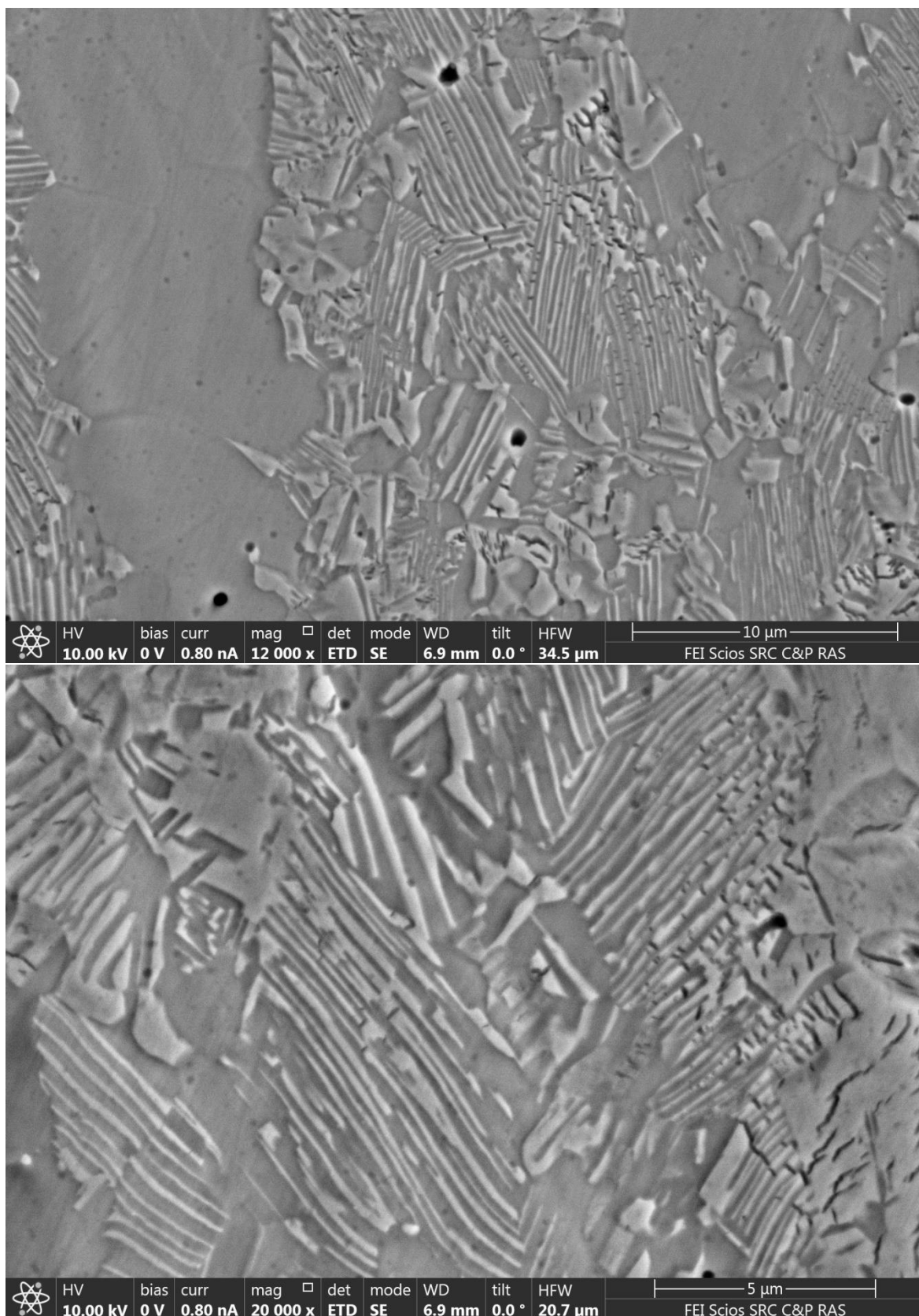
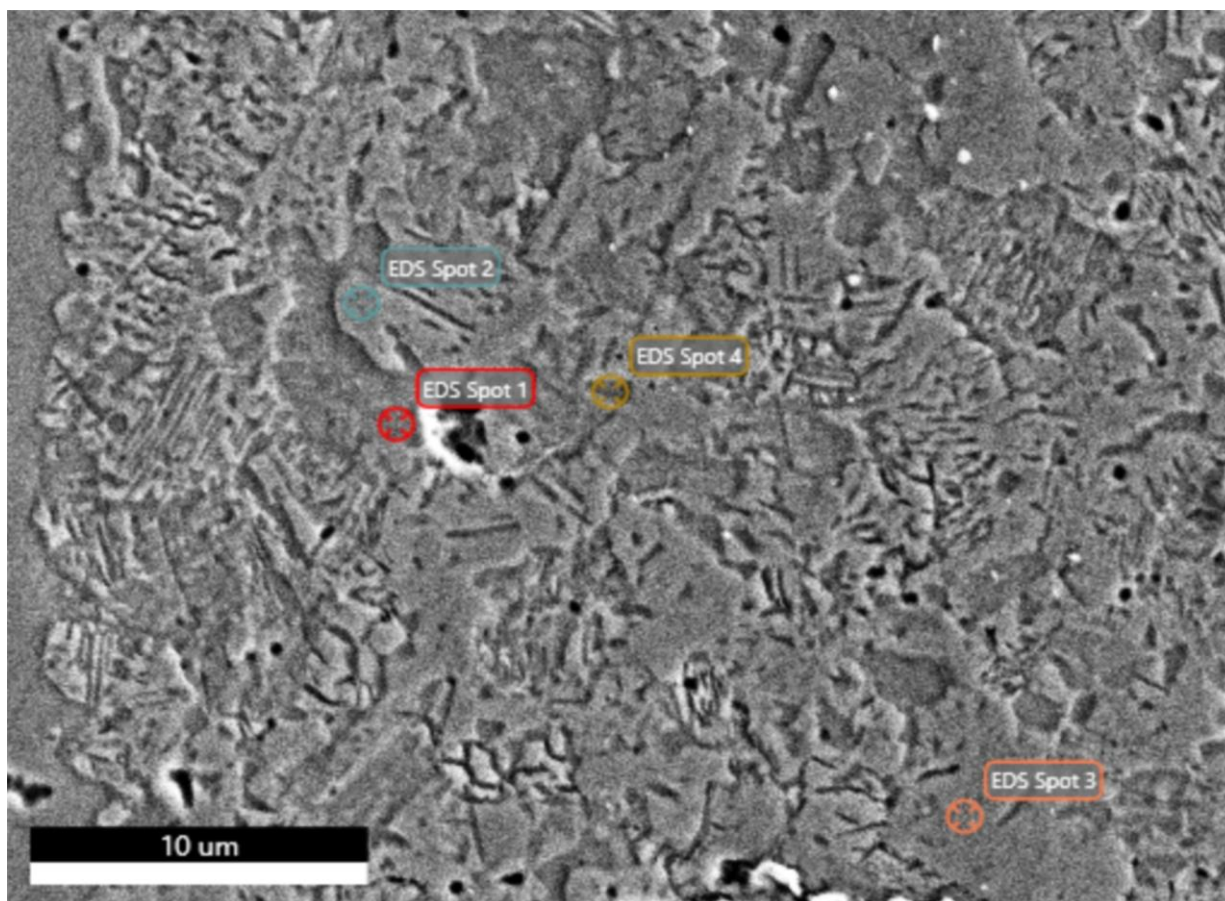


Рисунок А7 – Микроструктура компактного образца из сплава Ti-45Al-5Nb полученного при P=175 Вт и V=525 мм/с, СЭМ.



| Номер спектра | Элемент | Содержание, (ат. %) |
|---------------|---------|---------------------|
| 1             | Ti      | 46,90               |
|               | Al      | 50,99               |
|               | Nb      | 2,11                |
| 2             | Ti      | 46,78               |
|               | Al      | 50,69               |
|               | Nb      | 2,54                |
| 3             | Ti      | 48,25               |
|               | Al      | 50,54               |
|               | Nb      | 1,22                |
| 4             | Ti      | 55,43               |
|               | Al      | 44,37               |
|               | Nb      | 0,20                |

Рисунок А8 – Результаты МРСА компактного образца из сплава Ti-45Al-5Nb полученного при P=175 Вт и V=525 мм/с, СЭМ.

## ПРИЛОЖЕНИЕ Б

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по науке и инновациям

А.А.Волков

« 7 » декабря 2022 г.



### АКТ

#### **о внедрении (использования) результатов диссертационного исследования в учебный процесс**

Результаты диссертационного исследования Долбачева Александра Петровича по теме «Структурно-фазовые и физико-механические исследования сплавов на основе алюминидов титана, полученных с использованием технологий послойного лазерного спекания порошков», выполненного на кафедре «Обработка металлов давлением» ФГАОУ ВО НИТУ «МИСиС» под руководством д.т.н., профессора Белова Н.А., внедрены в учебный процесс на кафедре «Обработки металлов давлением» при подготовке магистров по дисциплине «Материаловедения легких сплавов» на основании решения кафедры протокол № 4 от 7.12.2022 г.

Заведующий кафедрой  
«Обработка металлов давлением»

Алещенко А.С.

д.т.н., профессор, автор дисциплины  
«Материаловедения легких сплавов»

Белов Н.А.